Термическая обработка в машиностроении

Справочник

Под редакцией д-ра техн. наук проф. Ю. М. Лахтина
и д-ра техн. наук. проф. А. Г. Рахштадта



Москва
«Машиностроение»
1980

ББК 34.651
Т35
УДК 621.78

А. В. Арендарчук, А. А. Астафьев, Ю. А. Башнин, М. Л. Бернштейн, М. Е. Блантер, И. А. Борисов, В. А. Брострем, В. Г. Воробьев, А. П. Гуляев, М. Б. Гутман, Г. С. Ионычев, С. С. Исхаков, Л. Ш. Казарновский, И. С. Козловский, В. П. Калинин, В. Д. Кальнер, А. М. Ким-Хенкина, Л. С. Кремнев, Ю. М. Лахтин, Л. С. Лившиц, А. Я. Новикова, В. И. Повар, А. Г. Рахштадт, Е. Э. Рубина, Т. Г. Сагадеева, Е. А. Смольников, А. В. Супов, И. И. Трусова, О. М. Ховова, М. Б. Шапиро, К. З. Шепеляковский, А. А. Шмыков, Р. П. Шубин, А. А. Юргенсон

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

А. П. Гуляев, В. Д. Кальнер, И. С. Козловский, Ю. М. Лахтин (пред.), А. Г. Рахштадт, А. А. Юргенсон

Термическая обработка в машиностроении: Справочник/Под ред. Ю. М. Лахтина, А. Г. Рахштадта. — М.: Машиностроение, 1980. — 783 с., ил.

Т35

В пер.: 4 р.

В справочнике приведены данные о научных основах технологических процессов термической обработки, по теории процессов нагрева и охлаждения, процессов предварительной и окончательной термической, химико-термической и термомеханической обработок; даны рекомендации по выбору процессов термической обработки, по автоматизации технологических процессов, применению математических методов оптимизации процессов термической обработки; рассмотрены автоматизированное оборудование и конкретные типовые процессы термической обработки изделий во всех отраслях машиностроения.

Справочник предназначен для инженерно-технических работников машиностроительных и приборостроительных предприятий.

Т $\frac{31103-121}{038(01)-80}$ 121—80 4 2704070000

ББК 34.651
6П4.51

© Издательство «Машиностроение», 1980 г.

ПРЕДИСЛОВИЕ

Развитие современного машиностроения в значительной степени зависит от прогресса в технологии. Совершенствование технологических процессов определяет рост эффективности производства: повышение производительности труда, экономию материальных и энергетических ресурсов, а также качество продукции.

Для дальнейшего прогресса технологии машиностроения необходимо, чтобы инженерно-технические работники промышленности научно обосновывали подход к решению технологических проблем и достаточно хорошо знали достижения промышленности в области наиболее перспективных технологических процессов. За последние годы издан ряд фундаментальных книг и капитальных учебников и учебных пособий по отдельным разделам технологии машиностроения: технологии механосборочного производства, обработке резанием, объемной и листовой штамповке, литейному и сварочному производству и др. По технологии термической обработки стали отсутствует литература, в которой были бы обобщены основные теоретические положения и одновременно на их основе рассмотрены конкретные технологические процессы, принятые в различных отраслях промышленности.

В предыдущие годы издавались книги лишь по отдельным вопросам технологии термической обработки. Среди них следует отметить книги Ю. М. Лахтина, Я. Д. Когана — «Азотирование стали», К. З. Шепеляковского «Упрочнение деталей машин при индукционном нагреве», И. С. Козловского «Цементация шестерен» и др. Издавались и справочники, среди которых широкую известность приобрел «Справочник термиста» А. А. Шмыкова. Однако этот справочник не мог охватить все вопросы технологии термической обработки и требует существенного обновления, также далеко не охватывает всей технологии термической обработки и второй том «Справочника металлиста».

На многих Всесоюзных научно-технических конференциях и семинарах инженерно-техническая общественность не раз выступала с предложениями о целесообразности издания фундаментального труда по технологии термической обработки, в котором на высоком научном уровне были бы рассмотрены технологические процессы, особенно в перспективном плане с учетом современных требований.

Однако создание такого обобщенного труда представляет очень сложную задачу. Одни и те же технологические процессы в различных отраслях промышленности осуществляются по-разному, так как их режимы зависят от многих факторов: применяемого оборудования, материалов, масштаба производства и т. п. Более 45 лет назад одному из выдающихся наших ученых профессору Н. А. Минкевичу удалось создать фундаментальный труд в трех частях «Свойства, тепловая обработка и назначение стали и чугуна», но в настоящее время, при нынешнем развитии теории и технологии, эту задачу может выполнить лишь коллектив авторов. Наиболее удобно такой труд представить в виде справочника «Термическая обработка в машиностроении», создание которого оказалось возможным в результате того, что инициатор его издания секция «Металловедение и термическая обработка» при ЦП НТО Машпром привлекла в

основном ее актив на предприятиях, в научно-исследовательских институтах и вузах из числа высококвалифицированных специалистов.

В данном справочнике представлен научно обоснованный материал о технологических процессах термической обработки стальных изделий. Технологические процессы термической обработки рассмотрены по отраслям промышленности: автомобильной, тракторо- и сельхозмашиностроения, станкостроения, химического машиностроения, тяжелого и энергетического машиностроения в инструментальном производстве, в связи с различными требованиями к изделиям одной номенклатуры в разных отраслях промышленности из-за далеко не одинаковых условий службы, разных масштабов производства и т. п.

Конкретные технологические процессы, наиболее широко используемые в нашей промышленности, а также перспективные направления их дальнейшего развития представлены во взаимосвязи с основными теоретическими положениями современной технологии термической обработки.

Глава 1
КОНСТРУКТИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ

Конструктивная прочность — прочность материала конструкции с учетом конструкционных, металлургических, технологических и эксплуатационных факторов. Она характеризует основные качества, определяющие надежность, долговечность и экономичность конструкции.

Таким образом, конструктивная прочность — комплексное понятие, являющееся сочетанием прочности, надежности и долговечности. Термическая обработка — эффективный способ увеличения всех перечисленных составляющих конструктивной прочности.

1. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА

Приложение нагрузки вызывает деформацию. В начальный момент нагружение, если оно не сопровождается фазовыми (структурными) измерениями, вызывает только *упругую* (обратимую) *деформацию*.

По достижении некоторого напряжения (которое тем выше, чем грубее производится измерение деформации) деформация (частично) становится необратимой (*пластическая деформация*), необратимо при этом изменяется и строение металла и, следовательно, его свойства.

Зависимость деформации от напряжения изображается так называемой диаграммой растяжения (растяжение может быть заменено другим видом деформации, что не внесет принципиальных изменений), которая дает много сведений о прочности материала (рис. 1, *а*).

На диаграмме ось ординат — условное *напряжение* $\sigma = P/F_0$ (в кгс/мм^2), где P — сила, F_0 — начальное сечение, а ось абсцисс — относительная деформация $\varepsilon = \Delta l/l$, где Δl приращение длины, l — начальная длина.

Тангенс угла наклона прямой $\operatorname{tg}\alpha = \sigma/\varepsilon = E$ — *модуль нормальной упругости* (в кгс/мм^2) — характеризует жесткость материала (сопротивление упругому деформированию), которая определяется силами межатомного взаимодействия, зависящими в первом приближении от температуры плавления металла. Поскольку легирование и термическая обработка очень слабо влияют на температуру плавления, модуль нормальной упругости можно рассматривать как структурно нечувствительную характеристику. У всех сталей $E \cong 2 \cdot 10^4$ кгс/мм^2, у алюминиевых сплавов $E \cong 0{,}7 \cdot 10^4$ кгс/мм^2.

Условное напряжение, при котором нарушается пропорциональная зависимость между σ и ε, есть *предел упругости* (или *предел пропорциональности*). Для технических целей (кроме упругих элементов) малое отклонение от пропорциональной зависимости не считается существенным и обычно принимается, что пластическая деформация наступает тогда, когда остаточная необратимая деформация $\varepsilon_{пл}$ становится равной 0,2% (иногда дается другой допуск). Условное напряжение, при котором $\varepsilon_{пл} = 0{,}2\%$, называется *пределом текучести* (обозначается $\sigma_{0,2}$) и характеризует сопротивление материала малой пластической деформации (точнее, это напряжение характеризует предельное состояние, когда материал не может только упруго деформироваться).

Пластическая деформация при $\sigma_{0,2}$ и несколько выше осуществляется сдвиговым (или двойниковым) механизмом, обусловленным движением дислока-

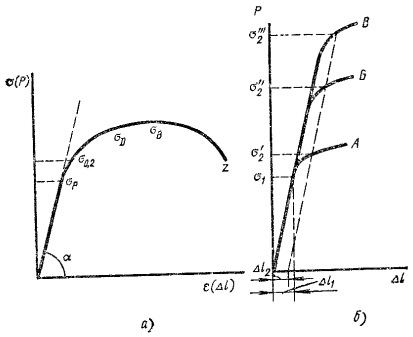


Рис. 1. Диаграмма растяжения

ций. Движение дислокаций ведет к их размножению, следствием чего является упрочнение (повышение $\sigma_{0,2}$).

Увеличение напряжения значительно выше $\sigma_{0,2}$ и соответственно накопление дислокаций приводят материал в состояние с меньшей способностью к сдвиговой деформации; в материале возникают несплошности (поры), количество и размеры которых растут по мере дальнейшего развития деформации, что не сопровождается упрочнением. Этот вид остаточной деформации называется *деструкцией*, и напряжение, при котором обнаруживается деструкция, обозначается σ_D.

Упругое и пластическое (сдвиговое и деструкционное) деформирование происходит равномерно по длине (при растяжении) до тех пор, пока не сменится на локальное. Это произойдет в точке, соответствующей максимально достигнутому условному напряжению ($\sigma_в$), которое называется *временным сопротивлением* (или *пределом прочности*).

При напряжении больше $\sigma_в$ кривая идет вниз, что свидетельствует о том, что деформация (локальная) происходит быстрее, чем нарастает напряжение. Поскольку за точкой $\sigma_в$ резко (у пластичных материалов) уменьшается сечение (локально), то в месте наибольшего утонения истинное напряжение S ($S = P/F_x$, где F_x — сечение в данный момент деформирования) становится значительно больше условного или номинального σ. Истинное напряжение достигает максимального значения в точке Z (при окончательном разрушении образца). Однако истинное напряжение в момент разрыва $S_к$, определенное по диаграмме растяжения, не имеет технического и физического смысла, так как положение точки Z определяется условиями испытания (жесткостью машины, скоростью деформирования), а геометрическое сечение F_x не соответствует живому, так как в месте сужения сильно развивается деструкция.

Пластичность металла характеризуется предельными величинами деформации, а именно *относительным удлинением* δ, показывающим изменение длины образца при доведении его до разрыва и *относительным сужением* ψ — изменением сечения в месте разрыва ($\psi = (F_0 - F_x)/F_0$). Общее удлинение складывается из равномерного $\delta_р$ и сосредоточенного $\delta_с$, т. е. из деформаций до и после достижения $\sigma_в$.

Таким образом, характеристикой жесткости является модуль упругости E, характеристиками прочности $\sigma_{0,2}$, σ_D, $\sigma_в$ и пластичности δ, $\delta_р$, ψ.

У материалов, разрушающихся вязко, увеличение размеров образцов (так называемый *масштабный фактор*) практически не влияет на характеристики жесткости и прочности, но существенно сказывается на характеристиках пластичности: δ уменьшается при увеличении длины образца (отношения l/d), а ψ — с увеличением абсолютных размеров сечения. Увеличение скорости деформации ведет к повышению прочности и снижению пластичности.

Для высокопрочных и малопластичных материалов ($\sigma_в > 150$ кгс/мм^2, $\psi < 40\%$) стандартные испытания на растяжение дают неустойчивые показания.

Модуль упругости E и предел текучести $\sigma_{0,2}$ являются расчетными характеристиками, определяющими допустимую нагрузку. По величине E определяют напряжение, при котором сохраняется упругая деформация заданного значения; по величине $\sigma_{0,2}$ — напряжение, которое не может быть превзойдено во избежание остаточного деформирования.

Если допустимые напряжения лимитируются величиной упругой деформации (жесткая конструкция), то упрочнение (повышение, например, термической обработкой предела текучести или предела прочности) не приведет к увеличению рабочих напряжений и уменьшению массы изделия. Предположим, что упругая деформация не должна превзойти величину Δl_1 (рис. 1, *б*), тогда более прочные стали *Б* и *В* не будут иметь преимущества перед менее прочной сталью *А*. Для всех трех сталей расчетное напряжение равно σ_1'.

Однако, если лимитируется уровень напряжения, при заданной остаточной деформации (Δl_2), то чем прочнее сталь, тем можно допустить большее рабочее напряжение ($\sigma_2' < \sigma_2'' < \sigma_3'''$).

2. РАЗРУШЕНИЕ

Разрушение может быть двух видов, которые можно назвать «разделением» (repture) и «разрушением» (fracture). Разделение типично для высокопластичных материалов (обычно это металлы высокой чистоты), деформирование которых после достижения $\sigma_в$ приводит к 100%-ному сужению (рис. 2, *а*) без образования поверхности разрушения (для этих материалов другие виды деформации — изгиб, сжатие — не приводят к разделению образца на две половинки). Во всех других случаях сужение достигает какого-то значения, после чего образец разрушается с образованием поверхностей разрушения (рис. 2, *б*).

Описанная выше последовательность процесса деформации (упругая деформация, пластическая деформация, разрушение) во многих случаях нарушается. Дело в том, что способность к *макропластической деформации* (под макропластической деформацией понимается деформация всего образца или изделия, под *микропластической деформацией* — сугубо локальная пластическая деформация, которая почти не отражается на остаточном изменении размеров изделия) существенно зависит от конфигурации изделия (образца). Всестороннее сжатие (растяжение) исключает возможность пластически деформироваться. При наличии надреза напряженное состояние в его вершине приближается к трехосному, в связи с чем пластическая деформация затрудняется и разрушение может не сопровождаться предварительной пластической деформацией (рис. 2, *в*). Такое разрушение называется *макрохрупким* в отличие от *макровязкого*, изображенного на рис. 2, *б*.

Поскольку при макрохрупком разрушении пластическая деформация отсутствует (нет участка от $\sigma_р$ до $\sigma_в$), диаграмма растяжения приобретает вид, показанный на рис. 3. Однако между двумя видами разрушения, заканчивающимися в первом случае в точке Z_1, а во втором — в точке Z_2, имеется принципи-

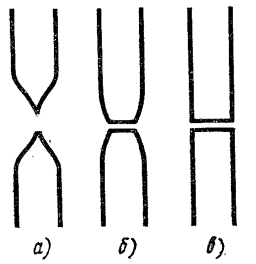


Рис. 2. Виды разорванных образцов: *а* — разделение; *б* — разрушение с предварительной пластической деформацией; *в* — разрушение без предварительной пластической деформации

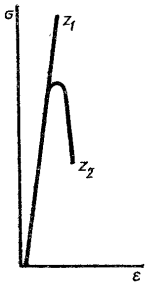


Рис. 3. Диаграмма растяжения без участка макропластического деформирования



Рис. 4. Виды излома:
а — хрупкий «кристаллический»; *б* — вязкий «волокнистый»

альное отличие. В обоих случаях образцы после разрушения будут иметь вид, показанный на рис. 2, *в*, но в первом случае окончательное разрушение произойдет мгновенно по достижении напряжения, равного $\sigma_р$, во втором случае не сразу, так как магистральная трещина, продвигающаяся через образец, пластически деформирует материал, прилегающий к ее вершине. Как в том, так и в другом случае разрушение произойдет без макропластической деформации (рис. 2, *в*), но либо без микропластической деформации (рис. 3 точка Z_1), либо с микропластической деформацией (точка Z_2).

Таким образом, наблюдаются два вида разрушения: *микрохрупкое* (или просто *хрупкое*) — для распространения трещины не требуется пластической деформации, и *микровязкое* (или просто *вязкое*) — движущаяся трещина производит пластическую деформацию. Объем, охватываемый микропластической деформацией, невелик — доли миллиметра (до 1—2 мм) по обе стороны от поверхности разрушения (хотя степень пластической деформации в этой зоне велика — десятки процентов), и поэтому форма образца после разрушения считается неизменной.

Информацию о том, какое разрушение произошло, дает помимо диаграммы растяжения изучение излома. Визуально, без увеличения, хрупкий излом имеет «кристаллический» блестящий вид, а вязкий — «волокнистый», матовый (рис. 4). При мелкозернистом строении кристаллический излом визуально не отличается от волокнистого, и единственное определение характера произошедшего разрушения дает фрактографический анализ (рис. 5) при помощи электронного или сканирующего микроскопа.

Хрупкий излом представляет собой транскристаллитное разрушение по определенным кристаллографическим плоскостям (в поперечнике имеет вид площадок, террас; рис. 6, *а*) или межкристаллитное разрушение по границам зерен. Пластическая деформация на поверхности излома отсутствует. Вязкий излом имеет «*ямочный*» («*чашечный*») характер (рис. 6, *б*) и показывает значительную поверхностную пластическую деформацию (обнаруживаемую и другими методами). Включения (в том числе и карбидные или неметаллические частицы

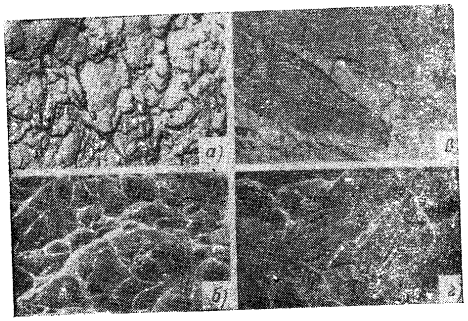


Рис. 5. Электронные фрактограммы изломов (×5000):
а, б — вязкий (ямочный) излом; *в, г* — хрупкий (речной) излом; *а, в* — получено на электронном микроскопе; *б, г* — на растровом микроскопе

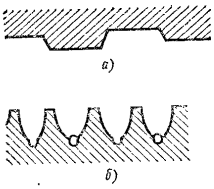


Рис. 6. Схема поперечного разреза излома:
а — хрупкий; *б* — вязкий

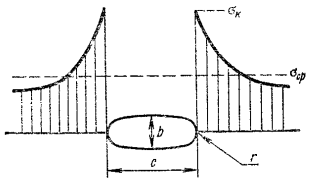


Рис. 7. Концентрация напряжений у дефекта

в стали) обычно находятся в середине ямки, так как служат центрами начавшегося разрушения (поэтому разрушение посредством сужения типично для очень чистых материалов не имеющих включений).

Возвращаясь к рис. 2, заключаем, что разрушение, показанное на рис. 2, *б*, относится к макровязкому, а на рис. 2, *в* — к макрохрупкому, но в каждом из этих двух случаев оно может быть микрохрупким и микровязким, ответ на это дает изучение излома. Это, в частности, показывает, что микрохрупкое разрушение может произойти и после значительной, ему предшествовавшей пластической деформации [1].

Известны многочисленные случаи хрупких разрушений при номинальных (средних) напряжениях, меньших (и притом значительно) чем предел текучести. Можно указать на случай поломки пополам (!) корабля, стоявшего на причале у пирса, причем напряжения, вызвавшие поломку, были всего лишь 0,8 кгс/мм² при значении предела текучести порядка 12 кгс/мм². В связи с этим возникло сомнение в правомерности прочностных расчетов, в основу которых положен предел текучести, определяемый при растяжении гладкого образца.

Эти случаи, обычно именуемые как неожиданные хрупкие разрушения, обусловлены обстоятельствами, рассмотренными ниже.

Реальные материалы имеют дефекты металлургические (например, неметаллические включения и трещины) и технологические (например, выточки), которые для математического расчета концентрации напряжений принимаются как эллипсы (с осями c и b) — рис. 7.

При номинальном (среднем) напряжении $\sigma_{ср}$ напряжение у вершины дефекта

$$\sigma_к = \sigma_{ср} 2\sqrt{\frac{c}{r}}, \qquad (1)$$

где c — длина трещины, r — радиус в ее вершине или несколько упрощенно:

$$\sigma_к = \sigma_{ср} \frac{c}{b}, \qquad (2)$$

где c и b — большая и малая оси эллипса.

Учитывая большую остроту дефекта и малое его раскрытие (r или b — мало), $\sigma_к$ значительно превосходит $\sigma_{ср}$ и может достигнуть (но не превзойти!) теоретическую прочность. Это предельно максимальное напряжение для стали

$$\sigma_{тсор} \cong \frac{1}{10} E \cong 2000 \text{ кгс/мм}^2 = \sigma_{к\max}. \qquad (3)$$

В этом случае разрушение произойдет путем разрыва межатомных связей без пластической деформации, т. е. хрупко.

[1] При отсутствии готового дефекта размером более критического разрушение, состоящее в начальной стадии из зарождения трещины, начинается с пластической деформации независимо от того, по вязкому или хрупкому механизму оно произойдет.

Итак, в целом процесс разрушения представляется следующим образом. В реальном металле имеются дефекты, в устье которых напряжение $\sigma_к$ больше среднего $\sigma_{ср}$, согласно формулам (1) и (2), которое тем не менее меньше теоретической прочности. С увеличением $\sigma_{ср}$ может возрасти $\sigma_к$, что приведет к пластической деформации в устье трещины и к ее постепенному распространению.

Здесь возможны два случая. Увеличение длины дефекта идет быстрее, чем его затупление, дробь c/r (или c/b) возрастает, и в конечном итоге вследствие высокой степени концентрации напряжение в устье трещины достигает величины теоретической прочности и происходит хрупкое разрушение. Если дробь c/r (или c/b) не возрастает по мере увеличения длины (трещины), то плоский дефект превращается в ямку (b становится равным c и согласно формуле (2) $\sigma_к = \sigma_{ср}$), и распространение разрушения начинается из следующего включения (другого дефекта). Так в общих чертах следует предоставлять вязкое разрушение.

Для хрупкого разрушения реальную опасность представляют дефекты, которые в зависимости от их размеров и конфигурации (остроты) могут достичь второй критической длины [1]. Расчеты на прочность в этом случае по пределу текучести недостаточны, тогда как для случая вязкого разрушения, они, как правило, дают достаточную гарантию от разрушения.

Основой для браковання материала или установления допустимых напряжений могло бы быть обнаружение и измерение дефектов (c, r), что практически является еще неразрешимой задачей (в особенности измерение r). Качество и надежность материалов оценивают ударными испытаниями или критериями линейной механики разрушения.

3. УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ

Испытание на ударную вязкость не дает числовых значений, которые могут быть непосредственно использованы в расчетах, но по ним можно оценить уровень качества и степень надежности материала. В связи с этим и благодаря простоте их проведения испытания на ударную вязкость являются одним из самых распространенных методов оценки качества (надежности) металлов.

Сущность испытания на ударную вязкость заключается в разрушении надрезанного образца, лежащего на двух опорах, ударом с определением работы, затраченной на разрушение, и изучением излома.

Поскольку ударные испытания должны характеризовать надежность или способность материала сопротивляться распространению имеющихся дефектов (трещин или других несплошностей), то заранее создаются концентраторы напряжений, т. е. искусственные дефекты (которые априори больше естественных, внутренних дефектов материала).

Получили применение три вида образцов, именуемые по фамилиям ученых, впервые применивших их в испытаниях. Образец во всех случаях призматический размерами 10×10×55 мм, расстояние между опорами 40 мм. Размеры надреза: глубина надреза $h = 2$ мм, $r = 1$ мм — образец Менаже (рис. 8, *а*); $h = 2$ мм, $r = 0{,}25$ мм — образец Шарпи (рис. 8, *б*); $h = 1$ мм, $r = 0{,}25$ мм + + 1 мм трещина — образец Дроздовского (рис. 8, *в*).

Разрушение происходит путем ударного нагружения с обратной стороны образца от надреза. Начальная скорость деформирования 3—5 м/с. Образец

[1] Под первой (Гриффтской) длиной трещины (c_1) понимают такую длину, при которой ее дальнейший рост ведет к уменьшению свободной энергии системы. В связи с этим при росте трещины освобождается энергия, и она может расти самопроизвольно, но при условии, что в ее вершине достигнута теоретическая прочность.

Если принять, что $\sigma_{теор} = 1/10E$, то уравнение (1) трансформируется:

$$c_2 = 2{,}5 \cdot 10^{-3} \left(\frac{E}{\sigma_{ср}}\right)^2 r. \qquad (4)$$

Это уравнение показывает, когда при данных среднем напряжении $\sigma_{ср}$ и радиусе в вершине трещины r длина трещины будет равна такой величине, при которой напряжение в ее вершине достигнет теоретической прочности. В случае предельно острой трещины ($r = 1$ Å) $c_1 = c_2$. Если $r > 1$ Å, то $c_1 > c_2$ и рост трещины до длины c_2 вызывает пластическую деформацию в устье трещины. Подробнее см. «Металловедение и термическая обработка металлов», 1977, № 7, с. 63—64.

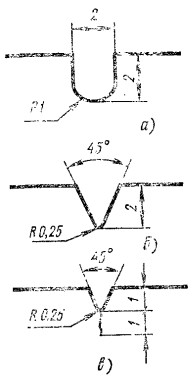


Рис. 8. Размеры надреза на ударных образцах Менаже (*а*), Шарпи (*б*), Дроздовского (*в*)

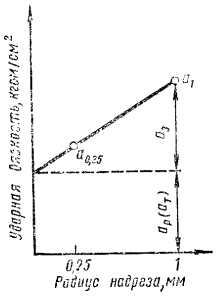


Рис. 9. Определение составляющих ударной вязкости методом испытания образцов с различными радиусами надреза

упруго и пластически изгибается, пока на дне надреза не возникнет трещина. Работа, которая затрачивается на этой стадии разрушения, называется *работой зарождения трещины* ($a_з$).

Вторая стадия разрушения состоит в распространении трещины через все сечение. При этом затрачивается *работа распространения трещины* $a_р$. Следовательно, ударная вязкость надрезанного образца $a_н$ * состоит из двух слагаемых:

$$a_н = a_з + a_р. \qquad (5)$$

Чем мягче надрез, тем больше деформация образца перед зарождением трещины.

Экспериментально установлено, что значение $a_з$ прямо пропорционально радиусу надреза, отсюда возможно определение $a_р$ двумя методами: 1) при ударном изгибе образца с трещиной, поскольку трещина заранее нанесена и не требуется работы для ее образования; 2) при ударном изгибе серии образцов с разными радиусами надреза путем построения зависимости ударной вязкости от радиуса надреза и экстраполяцией ее на нулевое значение радиуса (рис. 9); в этом случае находится не только $a_р$ ($a_т$), но и $a_з$ для любого радиуса (обычно $a_з$ относят к образцу с $r = 1$ мм).

Достаточно многочисленные опыты показывают, что результаты определения работы распространения трещины обоими методами практически совпадают. Таким образом, ударная вязкость образца с трещиной (или эта величина, найденная экстраполяционным методом) должна непосредственно определять работу распространения трещины. Однако это не всегда так. Оказывается, что при испытании ударных образцов с трещиной, изготовленных из пластичных материалов, образец может сильно деформироваться до того, как сдвинется трещина. В связи с этим под $a_т$ следует понимать не только работу на зарождение трещины, но и работу, затраченную на макропластическую деформацию, поэтому значение $a_т$ может быть больше $a_р$.

При плоской деформации (поверхность разрушения перпендикулярна главной оси образца, что характеризуется отсутствием продольной и поперечной остаточной макродеформации) $a_т$ может быть принято равной $a_р$. При

* $a_н$ — это ударная вязкость образца с надрезом (a — без надреза), для конкретного надреза принято указывать только размер радиуса в вершине; a_1 — образец Менаже; $a_{0,25}$ — образец Шарпи; $a_в$ — образец Дроздовского.

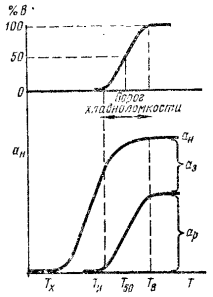


Рис. 10. Зависимость вязкого составляющего излома $\%B$, $a_н$, $a_з$, $a_р$ от температуры

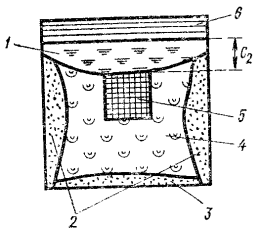


Рис. 11. Зоны в изломе ударного образца (смешанное разрушение): *1* — стабильная трещина; *2* — скосы; *3* — долом; *4* — вязкое разрушение; *5* — хрупкое разрушение; *6* — надрез

наличии скосов, утяжки кромок трещины и изгиба образца определенное значение $a_т > a_р$.

Для определения в этом случае $a_р$ следует применять образцы с боковыми надрезами или с поверхностным охрупчиванием (например, цементацией, азотированием) или использовать специальное построение на графиках температурной зависимости a_1 и $a_т$.

Ударные испытания имеют значения также в связи с проблемой хладостойкости материалов и при определении так называемого *порога хладноломкости*.

Известно, что при понижении температуры у многих металлов (преимущественно имеющих объемно-центрированную кубическую решетку) в определенном интервале температур резко падает ударная вязкость вследствие изменения характера разрушения с вязкого на хрупкий. Общая зависимость составляющих ударной вязкости и вязкой составляющей излома от температуры изображена на рис. 10.

В определенном интервале температур $T_в$—$T_н$ уменьшается доля вязкой составляющей в изломе ($\%B$), и сплав из вязкого (выше $T_в$) переходит в хрупкое (ниже $T_н$) состояние. При этом работа распространения трещин уменьшается до нуля (при $T_н$). Интервал температур $T_н$—$T_х$ соответствует хрупкому разрушению, но ему предшествует еще макропластическая деформация ($a_з > 0$), а при $T_х$ наступает полное охрупчивание стали, разрушение происходит при почти равной нулю макро- и микропластической деформации.

В качестве критерия положения порога хладноломкости пользуются интервалом температур $T_в$—$T_н$, но более часто используют значение середины интервала T_{50} (50% волокнистой составляющей в изломе), что соответствует половине полного значения $a_р$.

Долю волокнистой составляющей в изломе определяют или визуальным изучением излома или при помощи электронного или сканирующего микроскопа (фрактография).

Для многих мягких сортов стали ($\sigma_в < 100$ кгс/мм^2) вид излома (его составные части) изображен схематически на рис. 11.

В соответствии с теорией разрушения начало этого процесса происходит путем распространения вязкой (стабильной) трещины, пока напряжение в ее устье не достигнет величины, равной теоретической прочности (длина этой трещины станет равной второй критической длине c_2), после чего наступит хрупкое разрушение. Оно может приостановиться или вследствие затупления трещины, или исчерпания запаса упругой энергии, или изменения напряженного состояния. Таким образом, хрупкое разрушение ограничивается квадратом в середине образца, легко различимым невооруженным глазом. В этом случае площадь хрупкого квадрата, отнесенная ко всей площади образца (8×10 см), дает долю хрупкой составляющей в изломе, а по разности этих площадей находят процент волокнистой составляющей в изломе ($\%B$).

Для высокопрочных и очень мелкозернистых сталей не обнаруживается хрупкого квадрата. Участки хрупкой составляющей равномерно распределены и перемежаются с вязкими участками. В этом случае путем изучения достаточно большого числа полей зрения определяют фрактографически долю волокнистой составляющей в каждом поле и выводят среднее ее значение.

Хрупкий квадрат не обязательно точно располагается в середине сечения, он может располагаться на разном расстоянии от надреза. Это определяет размер стабильной трещины (c_2); чем она больше, тем больше затрачивается работы для перехода вязкой трещины в хрупкую.

Таким образом, ударное испытание образца кроме прямых сведений о величине работы разрушения при разном надрезе и различной температуре, а также проценте вязкой составляющей при разной температуре ($\%B$ не зависит от остроты надреза) позволяет получить две фундаментальные характеристики:

а) работу распространения вязкой трещины $a_р$, которую следует измерять только при полностью вязком изломе, характеризующую сопротивление вязкому разрушению;

б) порог хладноломкости T_{50}, характеризующий склонность металла к переходу от вязкого к хрупкому разрушению; величину T_{50} можно заменить так называемым запасом вязкости, являющимся разницей между рабочей температурой (обычно 20° С) и T_{50}.

Конкретные цифры, получаемые при ударных испытаниях, относятся к результатам испытаний ударных образцов сечением 10×10 мм (в надрезе 8×10 мм). При других размерах образца результаты испытания могут быть совершенно иными. На все характеристики, определяемые ударными испытаниями, влияет скорость деформирования.

4. КРИТЕРИИ ЛИНЕЙНОЙ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

Случаи разрушения сооружений при напряжениях значительно ниже предела текучести, с одной стороны, и недостаток ударного испытания, не дающего цифр, необходимых для расчета, с другой стороны, обусловили поиски новых критериев оценки материала, которые в той или иной степени могли бы быть положенными в основу для расчетов на прочность.

Прежде всего было обращено внимание на то, что внезапные, преждевременные разрушения во всех случаях не сопровождались сколько-нибудь заметными деформациями, т. е. являлись макрохрупкими.

Обязательной предпосылкой корректного определения всех критериев линейной механики (характеристик вязкости разрушения K_{1c} и G_{1c}) является условие, что разрушение образца происходило без макродеформации по типу, изображенному на рис. 12, *а*, но не по типам, показанным на рис. 12, *б* или 12, *в*. При этом характер разрушения может быть и вязким (микровязким) и хрупким (микрохрупким).

Принципы линейной механики разрушения, разработанные К. Ирвином (1957—1958 гг.), базируются на ранее проведенных работах К. Инглиса (1913 г.), А. Гриффитса (1921 г.) и Е. Орована (1950 г.)

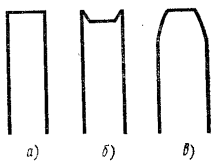


Рис. 12. Виды разрушения: *а* — плоская деформация; *б* — скосы; *в* — утяжка

А. Гриффитс для макрохрупкого и микрохрупкого материала (стекло) вывел следующую зависимость разрушающего напряжения σ от модуля нормальной упругости E, величины поверхностного натяжения γ, длины предельно острой трещины c (для поверхностной трещины, а для внутренней c — ее полудлина), μ — коэффициент Пуассона

$$\sigma = \left(\frac{2E\gamma}{(1-\mu^2)\pi c}\right)^{1/2}. \qquad (7)$$

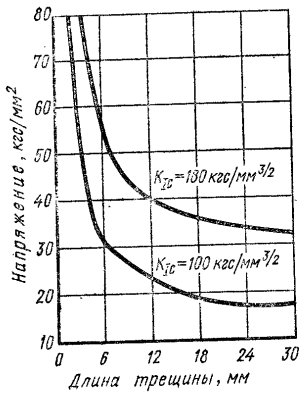


Рис. 13. Выбор напряжения в зависимости от длины трещины и значения K_{Ic} при макрохрупком разрушении образцов из рельсовой стали

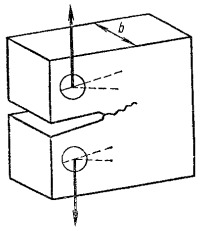


Рис. 14. Вид образца для определения K_{Ic}

Уравнение (7) справедливо, если трещина при нарастании нагрузки не раскрывается и не затупляется *.

Для случая микровязкого (но макрохрупкого) разрушения Орован ввел в уравнение (7) дополнительный член P — работу пластической деформации материала в вершине трещины:

$$\sigma = \left[\frac{2E(\gamma + P)}{(1-\mu^2)\pi c}\right]^{1/2} \cong \left[\frac{2EP}{(1-\mu^2)\pi c}\right]^{1/2}. \qquad (8)^{**}$$

К. Ирвин обозначил выражение $\left[\frac{2EP}{(1-\mu^2)}\right]^{1/2}$ через K_{Ic}, назвав его коэффициентом *интенсивности растягивающих напряжений* в вершине трещины.

Подставив значение K_{Ic} в формулу (8), получим главное выражение линейной механики:

$$K_{Ic} = \sigma\sqrt{\pi c}. \qquad (9)$$

Таким образом, зная размеры дефекта и значение K_{Ic}, можно выбрать допустимое напряжение (рис. 13).

Например, при $\sigma = 40$ кгс/мм^2 длина трещины 6 мм будет безопасной, если $K_{Ic} = 180$ кгс/мм$^{3/2}$ и поведет к разрушению, если $K_{Ic} = 100$ кгс/мм$^{3/2}$. Зависимость, приведенная на рис. 13, правомерна только в случае отсутствия макродеформации по толщине образца. Для определения K_{Ic} надо обеспечить плоскую деформацию, т. е. макрохрупкое разрушение (рис. 12, *а*), что достигается увеличением толщины образца.

Наиболее распространенный вид образца, используемый при определении K_{Ic}, показан на рис. 14. Испытание производится путем внецентренного растяжения образца, имеющего надрез, оканчивающийся усталостной трещиной.

* c в формуле (7) есть первая критическая длина (c_1). В случае раскрытия и затупления трещины хрупкому нестабильному разрушению предшествует стадия стабильного роста трещины до тех пор, пока в ее вершине, в соответствии с уравнением Инглиса $\left(\sigma = \sigma_{ср}2\sqrt{\frac{c}{r}}\right)$ напряжение не достигнет теоретической прочности (см. выше стр. 10).

** Орован ошибочно полагал, что это его уравнение [см. (7)] относится к хрупкому разрушению металлов; в те времена не различали макро- и микромеханизмы вязкого и хрупкого разрушения. Ввиду малого значения γ по сравнению с P первым членом можно пренебречь.

Таблица 1. Минимальная толщина образца (см. рис. 14) для определения K_{Ic} в зависимости от величины предела текучести

K_{Ic}, кгс/мм$^{3/2}$	Минимальная толщина образца (в мм) при $\sigma_{0,2}$, кгс/мм^2					
	50	75	100	150	200	250
100	10	—	—	—	—	—
150	22,5	10	—	—	—	—
200	40	18	10	—	—	—
250	62	28	16	7	—	—
300	90	40	22	10	6	—
400	160	72	40	18	10	7
500	250	110	62	28	16	10

Для обеспечения макрохрупкого разрушения толщина образца b должна быть тем больше, чем больше K_{Ic} и чем меньше $\sigma_{0,2}$ (табл. 1), что регулируется следующей эмпирической формулой:

$$b \geqq 2{,}5\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{0,2}}\right)^2. \qquad (10)$$

Коэффициент 2,5 установлен при испытаниях ряда высокопрочных сталей и алюминиевых сплавов.

Нетрудно видеть, что для материала с $\sigma_{0,2} = 50$ кгс/мм^2 ($\sigma_в = 75$ кгс/мм^2) и $\sigma_{0,2} = 75$ кгс/мм^2 ($\sigma_в = 100$ кгс/мм^2) толщины образцов столь значительны, что затрудняется или даже исключается возможность определения K_{Ic} по следующим причинам:

1) сечение образца (в особенности при $\sigma_{0,2} = 50$ кгс/мм^2) превосходит в большинстве случаев сечение изделия;

2) испытание таких крупных образцов мало показательно, так как не удается в них избежать металлургических дефектов (ликвации, недостаточной прокованности сердцевины и т. д.), неоднородности микроструктуры, случайных дефектов;

3) недостаточно мощные испытательные машины.

Отсюда следует важный вывод, что в обычных условиях корректное определение K_{Ic} может быть проведено лишь на материалах, имеющих $\sigma_в$ не менее чем 100—120 кгс/мм^2 (для конструкций с толщиной стенки не менее 22—25 мм), а для высокопрочных сталей с $\sigma_в = 170$—200 кгс/мм^2 (для многих конструкций, так как толщина испытуемого образца при этом снизится до 8—10 мм *).

Основной критерий линейной механики разрушения K_{Ic} имеет необычную размерность кгс/мм$^{3/2}$, которую нельзя представить как некую реальную физическую величину.

Более ясную физическую размерность имеет другой критерий линейной механики разрушения, обозначаемый через G [кгс/мм = (кгс·мм)/мм^2 = = (кгс·м)/(10·см^2)]. Под величиной G понимается работа, которая требуется, чтобы образовать трещину в 1 мм^2, или сила для продвижения трещины на 1 мм.

В случае плоской деформации и в момент, когда стабильная трещина переходит в нестабильную (хрупкую или вязкую, с малой энергоемкостью), величина G приобретет критическое значение G_{Ic}.

Величина G_{Ic} связана с K_{Ic} простым математическим выражением

$$(1-\mu^2)K_{Ic}^2 = EG_{Ic}. \qquad (11)$$

* Всевозможные попытки по определению K_{Ic} малопрочных сталей на более тонких образцах не привели к успеху. Следует здесь указать, что титановые и алюминиевые сплавы имеют значительно меньшую величину K_{Ic}, чем стали (~70—200 кгс/мм$^{3/2}$), и для этих материалов K_{Ic} определяется при толщине образца порядка 10—50 мм).

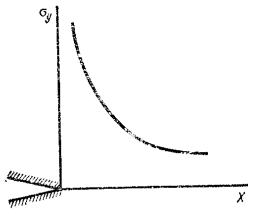


Рис. 15. Изменение напряжения в зависимости от расстояния от вершины трещины

Поскольку $(1-\mu^2)$ близко к единице, можно считать, что

$$K_{Ic} = \sqrt{EG_{Ic}}. \qquad (12^*)$$

Возможен и другой подход для понимания критерия K_{Ic}.

Критерий K описывает характер изменения напряжения σ_y в направлении, перпендикулярном трещине, в момент начала ее распространения в зависимости от расстояния от кончика трещины (рис. 15) в соответствии с уравнением (13):

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{\pi x}}. \qquad (13)$$

Приравняв $\sqrt{\pi x} = 1$, получим, что на расстоянии 0,4 мм σ_y будет равно K (обозначается K_1, а при соблюдении плоской деформации K_{Ic}). Таким образом, можно считать, что K_{Ic} численно равен напряжению на расстоянии 0,4 мм от вершины трещины в момент начала ее самопроизвольного распространения.

Величина K_{Ic} составляет у сталей обычно 300—500 кгс/мм$^{3/2}$, что наглядно показывает, какие большие напряжения возникали бы на небольшом расстоянии от вершины трещины (при разрушающих напряжениях, почти на порядок меньших). Однако у вершины трещины при стабильном (вязком) росте образуется зона пластической деформации протяженностью $r_y = \frac{K_{Ic}^2}{2\pi\sigma_{0,2}^2}$; указанные выше напряжения таких больших значений на этом расстоянии от вершины трещины не возникают.

Кажущимся недостатком всех ранее проведенных рассуждений и выкладок являлось то, что напряжение в устье трещины зависит не только от ее длины, но и от радиуса закругления $\left(\text{по Инглису оно пропорционально } 2\sqrt{\frac{l}{r}}\right)$, тогда как в основных выражениях линейной механики радиус закругления не фигурирует. Эта, на первый взгляд, несогласованность учитывается следующим образом.

Трещина создается циклической нагрузкой в строго контролируемых условиях и считается, что острота трещины во всех случаях примерно одинакова и очень велика.

Критерий K_{Ic} определяется не по исходной трещине, а в момент, соответствующий подрастанию стабильной трещины на некоторую величину, и переходу ее к нестабильному распространению. Более высокое значение K_{Ic} указывает на большую степень затупления трещины. Другими словами, чем больше K_{Ic}, тем больше пластическая зона в вершине трещины и тем больше затупления трещины в момент ее перехода от стабильного к нестабильному распространению.

В заключение можно сказать, что критерии линейной механики разрушения оказались весьма плодотворными для расчета на надежность (что иногда называют трещиностойкостью) высокопрочных ($\sigma_в > 120$ кгс/мм^2) сталей, а также алюминиевых и титановых сплавов.

Критерий K_{Ic} характеризует не сопротивление кристаллографическому хрупкому разрушению, а сопротивление распространению быстрорастущих трещин в условиях стеснения макродеформации по толщине образца.

Исследование критерия K_{Ic} дает возможность оценить размер безопасного дефекта при заданном уровне напряжений или, наоборот, — уровень безопасного напряжения при заданном размере дефекта. При этом не только не уменьшается значение параметров $\sigma_{0,2}$ и E для расчета, а, наоборот, открывается возможность их более полной и обоснованной реализации.

* Отсюда и получается размерность $K_{Ic} = \sqrt{\frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2} \cdot \frac{\text{кгс}}{\text{мм}}} = \text{кгс/мм}^{3/2}$.

5. ДОЛГОВЕЧНОСТЬ

Долговечность в отличие от надежности[1] представляет собой способность к сохранению работоспособности в течение определенного времени. Долговечность зависит от условий эксплуатации. Долговечность материала определяют при испытаниях на усталость, ползучесть, износ, коррозию.

При знакопеременной нагрузке разрушение может происходить постепенно при напряжениях, меньших предела текучести и предела прочности. Этот процесс постепенного разрушения (усталость) заключается в том, что поверхность, как наиболее нагруженная часть сечения (при изгибе, кручении), претерпевает микродеформацию, а затем в наклепанной (упрочненной деформацией) зоне возникает трещина, которая постепенно развивается. Пораженная трещинами часть сечения не несет нагрузки, а оставшаяся часть сечения непрерывно уменьшается, и напряжения в ней возрастают до тех пор, пока не происходит мгновенное разрушение.

Усталостное разрушение характеризуется особым видом излома (рис. 16), состоящим из двух зон — зоны усталости и зоны статического долома.

Испытание на усталость чаще всего осуществляют на вращающемся образце (гладком или с надрезом) с приложенной постоянной изгибающей нагрузкой. На поверхности образца, а затем и в глубине, по мере развития трещины, растягивающая или сжимающая нагрузка изменяется по синусоидальному или другому закону. Определив при данном напряжении время (число циклов) до разрушения, наносят точку на график. В результате получают кривую усталости (сплошная ломаная линия на рис. 17). Видно, что существует напряжение, которое не вызовет усталостного разрушения в течение сколь угодно долгого времени испытания. Это напряжение представляет собой физический *предел выносливости* σ_{-1} (σ_W). При напряжениях ниже σ_{-1} деталь может работать неограниченное время. Но оценивать материал по величине физического предела выносливости не всегда целесообразно, так как получаются слишком малые допустимые напряжения ($\sigma_{раб} < \sigma_{-1}$), и поэтому необходимы большие сечения детали. Кроме того, большинство металлов не имеет ярко выраженного физического предела выносливости; кривая усталости асимптотически приближается к оси абсцисс. В этом случае берут напряжение больше σ_{-1}, при котором образец простоит определенное время до разрушения. Это напряжение называют *ограниченным пределом выносливости*. При таких переменных напряжениях работают, например, железнодорожные рельсы. Важно вовремя заменить рельс, чтобы избежать поломки и крушения поезда.

Усталостное разрушение происходит в три стадии (рис. 17): *I* стадия — постепенное накопление напряжения до возникновения трещины, *II* стадия —

[1] Применение здесь определения надежности и долговечности относится к материалам, а не к конструкциям.



Рис. 16. Усталостный излом:
1 — зона усталостного разрушения; *2* — зона долома

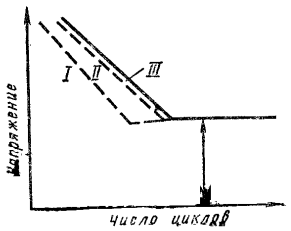


Рис. 17. Кривая усталости (схема)

распространение трещины, *III* стадия — долом. При работе в зоне ограниченной выносливости (выше σ_{-1}) важно, чтобы не только время до зарождения трещин (стадия *I*) было бы возможно больше, но и стадия *II* была бы возможно продолжительнее, чтобы было время обнаружить усталостную трещину и снять деталь с эксплуатации.

Наличие на поверхности детали напряжений сжатия затрудняет образование трещин усталости, приводя к повышению предела выносливости и увеличению времени до разрушения в зоне ограниченной выносливости (повышает так называемую «живучесть»).

Наоборот, концентраторы (в том числе даже шероховатость поверхности), создавая напряжения растяжения, понижают предел выносливости и живучесть.

Разрушение от усталости при температурах ниже порога хладноломкости происходит очень быстро после появления трещины. Другими словами, в хрупком состоянии стадии *II* и *III* очень короткие, хотя стадия *I* может быть достаточно длительной, при этом σ_{-1} может иметь довольно высокое значение.

Другой вид постепенного разрушения — это разрушение в результате износа — явление столь же частое, как и разрушение усталости. Износ является следствием трения двух поверхностей. В процессе трения у менее износостойкого материала (обычно, но не всегда, менее твердого) износ больше. Износ состоит в отрыве отдельных частиц. Важное значение при износе имеет химическое и физическое взаимодействие трущихся пар.

Износостойкость зависит от структуры. Мелкозернистая структура обычно более износостойка, чем крупнозернистая. Твердые включения повышают износостойкость, например карбиды в мартенситной матрице.

В лабораторных условиях обычно износостойкость определяют взвешиванием образца до и после испытания и характеризуют потерей массы ($г \cdot м^2/ч$, где г — потеря массы в граммах, $м^2$ — поверхность износа, ч — время изнашивания). Износостойкость весьма сильно зависит от условий трения. В одних случаях материал *A* может быть лучше материала *B*, в других — наоборот.

В этом случае, как и во многих других, но при износе особенно, лабораторные испытания неадекватны натурным.

6. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И СТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ, НАДЕЖНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ

Механические свойства, за исключением некоторых (модуль упругости коэффициент Пуассона, величина которых обусловлена силами междуатомных взаимодействий), характеризующие прочность, надежность и долговечность металла, зависят от его структуры и состава.

Твердость, определяемая простейшими, неразрушающими методами, зависит в основном от содержания углерода и условий термической обработки стали (скорости охлаждения при закалке, температуры и продолжительности отпуска).

Твердость в закаленном состоянии (на мартенсит) определяется содержанием углерода (рис. 18), причем более интенсивное охлаждение (сверх критической скорости охлаждения) ведет к некоторому повышению твердости. Закалка с нагревом ТВЧ дает более высокую твердость, чем объемная закалка, так как в первом случае больше скорости охлаждения (эффект внутренней холодной массы металла).

С повышением температуры отпуска твердость падает, начиная с 200—250° С по линейному закону (рис. 19) вследствие протекания процессов, рассмотренных в гл. 2. Продолжительность отпуска также влияет на твердость. Чем выше температура отпуска, тем сильнее влияние продолжительности. Для получения одинаковой твердости можно использовать различные температуру и продолжительность (так называемый изосклерный отпуск). Так, например, согласно рис. 20, *а*, отпуск при 400° С 9 мин даст те же результаты, что и отпуск при 350° С 2 ч *.

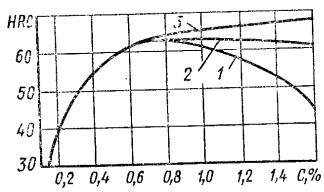


Рис. 18. Зависимость твердости закаленной стали от содержания углерода:
1 — объемная закалка; *2* — закалка ТВЧ; *3* — микротвердость мартенсита

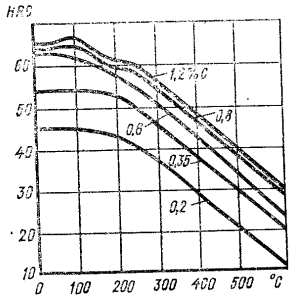


Рис. 19. Зависимость твердости углеродистой стали от температуры отпуска

Твердость фактически характеризует то же свойство, что и предел прочности — сопротивление значительной пластической деформации.

Для грубой оценки прочности можно пользоваться следующим соотношением $\sigma_в = HB/3$, что дает расхождение порядка $\pm 10\%$ с искомой величиной, определенной испытанием на растяжение гладкого образца. Для более точного определения $\sigma_в$ можно использовать табл. 2. Действительное значение $\sigma_в$ определяется растяжением гладкого образца **.

* Рис. 20, *б* позволяет внести поправку для различного содержания углерода (от 0,15 до 1,2%). Для этого данные, полученные для стали с 0,35% С, следует снести на правый рисунок до вертикали (0,35% С) и переместить точку параллельно кривым до нужного содержания углерода; или, наоборот, снести точку (если в исходной стали содержание углерода отличается от 0,35%) до вертикали (0,35% С), а затем перенести эту точку на левый участок, до требуемого значения твердости.

** При значении $\sigma_в < 150$ кгс/мм². При более высокой прочности (*HRC* >60) испытание на растяжение дает большой разброс всех определяемых при этом характеристик и не является объективным. Распространено мнение, что чем выше твердость (*HRC* > > 60), тем ниже предел прочности, но это является результатом преждевременного разрушения.

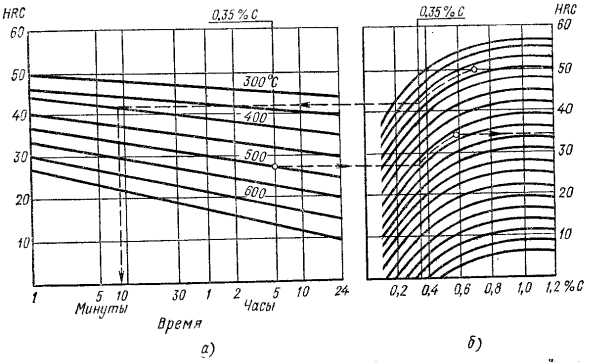


Рис. 20. Номограмма для определения ожидаемой твердости углеродистой стали в зависимости от температуры и продолжительности отпуска (*а*) и содержания углерода (*б*)

Таблица 2. Соотношение между твердостью, определенной различными методами, и временным сопротивлением

H	HB_{300}	HRB, HRC	$\sigma_в$, кгс/мм²	H	HB_{330}	HRB, HRC	$\sigma_в$, кгс/мм²
		HRB				HRC	
100	100	52,4	34	270	270	25,6	92
110	110	60,9	37	280	280	27,2	95
120	120	67	41	290	290	28,8	99
130	130	72,4	44	300	300	30,2	102
140	140	76,6	48	310	310	31,6	105
150	150	79,9	51	320	319	33	108
160	160	82,8	54	330	328	34,2	111
170	170	85,6	58	340	336	35,3	114
180	180	88,3	61	350	344	36,3	117
190	190	90,6	65	360	352	37,2	120
200	200	92,8	68	370	360	38,1	122
210	210	94,8	71	380	368	38,9	125
220	220	96,6	75	390	376	39,7	128
230	230	98,4	78	400	384	40,5	131
240	240	100	81	410	392	41,3	133
		HRC		420	400	42,1	136
				430	408	42,9	139
240	240	20,3	81	440	416	43,7	141
250	250	22,1	85	450	425	44,5	144
260	260	23,9	88	460	434	45,3	147
				470	443	46,1	151
				480	452	46,8	154

Свойства сталей с различным содержанием углерода и легирующих элементов после одинакового режима термической обработки сильно отличаются друг от друга, но если сравнивать стали разных марок, обработанные на одинаковую прочность (твердость), то окажется, что свойства их по таким характеристикам, как $\sigma_{0,2}$, ψ, δ, a_1, довольно близки. На рис. 21 обобщен большой экспериментальный материал, каждая точка относится к стали определенного состава, обработанный на определенную прочность. Нетрудно видеть, что предел текучести, относительное сужение, ударная вязкость зависят от прочности, причем эта зависимость укладывается в достаточно узкую полосу рассеяния.

При обработке стали на ту или иную прочность следует ожидать получение остальных стандартных свойств в пределах, указанных в табл. 3. Однако при пользовании этой таблицей надо иметь в виду следующие обстоятельства:

а) приведенные в ней значения свойств относятся к комнатной температуре, когда разрушение вязкое;

б) для высокопрочных состояний в случае, если термическая обработка была произведена некачественно или металл содержал металлургические дефекты, значения свойств, в особенности связанных с разрушением (ψ, a_1), могут быть ниже указанных;

в) высокая чистота металла (вакуумный или электрошлаковый металл), мелкозернистость (балл зерна 10—14) и другие факторы, улучшающие пластичность, могут также повысить показатели пластичности и вязкости (δ, ψ, a_1);

г) данные в основном относятся к термоулучшенной стали (структура — сорбит отпуска); для нормализованной стали не достигается $\sigma_в > 70$—80 кгс/мм² (при условии полностью вязкого разрушения), и предел текучести обычно имеет уровень более низкий, чем указанный в табл. 3;

Таблица 3. Механические свойства термоулучшенной стали в зависимости от уровня прочности

$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1, кгс·м/см²
кгс/мм²		%		
70	50—60	22—30	65—75	20—30
80	60—70	20—25	62—73	16—22
90	70—80	18—22	60—70	12—18
100	80—90	16—20	57—65	9—14
110	90—100	15—18	55—62	7—13
120	95—110	13—16	52—60	6—12
130	100—120	12—16	50—57	5—10
140	105—130	11—15	48—55	4—8
150	115—140	10—14	45—52	3—7

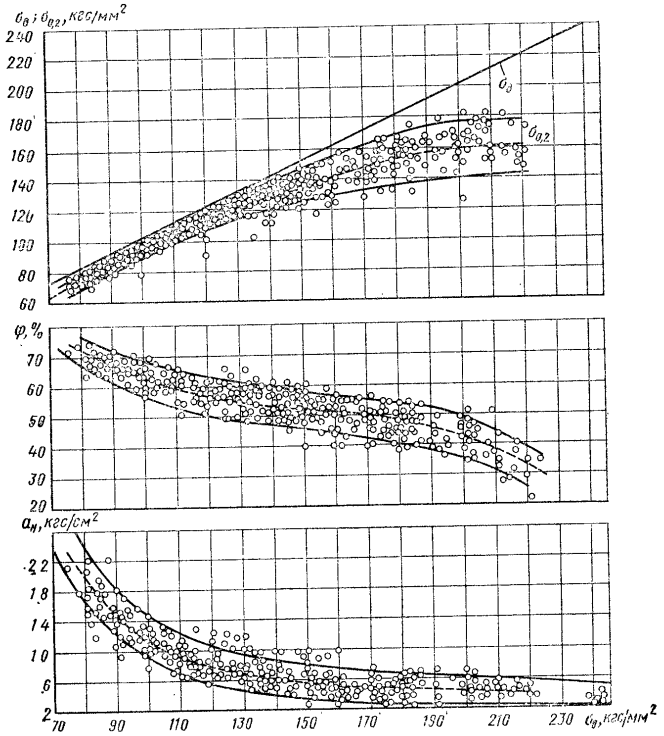


Рис. 21. Зависимость механических свойств ($\sigma_{0,2}$, ψ, a_1) от прочности $\sigma_в$

д) предел прочности ограничивается значением 150 кгс/мм²; при более высокой прочности на сталях обычного качества не удается получить вязкое разрушение, и свойства оказываются нестабильными; если при $\sigma_в < 100$—120 кгс/мм² характеристика $\sigma_{0,2}$ может вполне использоваться в расчетах и по ней можно выбирать рабочее напряжение, при котором не возникнет хрупкого разрушения, то при $\sigma_в > 150$ кгс/мм² разрушение будет если не полностью хрупким, то смешанным; в этом случае расчет рабочего напряжения должен вестись по предельно допустимому размеру дефекта с использованием не только значения $\sigma_{0,2}$, но и K_{1c} (см. выше п. 4).

Недостаточность стандартных характеристик иллюстрирует табл. 4, в которой приведены данные по механическим свойствам и стойкости рельс, имеющих предел прочности около 130 кгс/мм² и разрушающихся хрупко при комнатной температуре. Три сорта рельс имеют одинаковые прочностные показатели, но их работоспособность различается в 2—2,5 раза.

Таблица 4. Механические свойства и стойкость рельс (по данным Я. Р. Раузина) [11]

Метод обработки	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм²	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	HB	Количество груза, перевезенного до начала разрушения, млн. т
А	90	128	12,0	350—370	120
Б	85	121	10,5	360—380	116
В	88	130	11,0	350—370	285

Таблица 5. Вязкие свойства низколегированных сталей

Состояние стали	18Г2АФ			17ГС		
	a_1	$a_з$	$a_р$	a_1	$a_з$	$a_р$
	кгс·м/см²					
Горячекатаная	7	4	3	7	4	3
Нормализованная	8,5	4	4,5	9	4	5
Улучшенная	9	3	6	9	3	6

Так возникла необходимость оценки свойств металла, которые лучше отражают его работоспособность в условиях эксплуатации. Приведем данные, иллюстрирующие влияние термической обработки на характеристики надежности и долговечности, определенные в лабораторных условиях.

На рис. 22 показаны сериальные кривые волокнистой составляющей в изломе стали 18Г2АФ. Видно, что термическая обработка (улучшение и нормализация: закалка + отпуск) смещает влево всю сериальную кривую. Испытание при 20° С нормализованной и термоулучшенной стали не выявляет разницы в свойствах, поскольку эта температура лежит выше порога их хладноломкости и прочность в обоих состояниях примерно одинакова, однако доля волокнистого излома значительно выше, чем у горячекатаного и перегретого металлов. Хотя нормализация (структура феррит + перлит) и улучшение (структура — сорбит отпуска) приводит к получению одинаковых значений ударной вязкости, тем не менее сопротивление распространению вязкой трещины $a_р$ у термоулучшенной стали выше (табл. 5)*.

Таким образом, эффект термической обработки (термоулучшения) заключается не в повышении прочности (поскольку по сравнению с нормализацией прочностные и другие свойства почти одинаковые), а в повышении сопротивления разрушению. При этом порог хладноломкости понижается, работа распространения трещины повышается.

На порог хладноломкости сталей существенно влияет уровень прочности: чем выше прочность, тем выше порог хладноломкости. Влияние температуры отпуска на порог хладноломкости, что является показателем сопротивления хрупкому разрушению в основном определяется тем, что с повышением температуры отпуска снижается прочность и поэтому понижается порог хладноломкости (табл. 6).

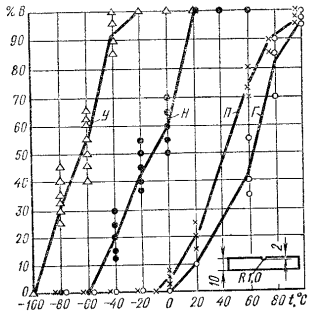


Рис. 22. Сериальные кривые волокнистой составляющей. Сталь 18Г2АФ ($\sigma_в$ = = 70 кгс/мм²):
У — улучшение; *Н* — нормализация; *Г* — горячекатаная (без термической обработки); *П* — перегрев при нормализации

* Однако чашечный излом показывает лишь характер разрушения, а не энергоемкость разрушения, которая может быть разной (в пределах от 6—7 до 1 кгс/мм²). Наоборот, речной (хрупкий) излом всегда показывает почти нулевую энергоемкость распространения трещины. При общей энергоемкости хрупкого разрушения, не равной нулю, последняя тратится лишь на макродеформацию до движения трещины, и накопленная в системе упругая энергия разрушает образец (работа образования новых поверхностей пренебрежимо мала).

Тем не менее структурные превращения могут изменить в ту или иную сторону отмеченное основное воздействие отпуска на порог хладноломкости и на ударную вязкость.

Отпуск в интервале температур 350—450° С приводит к выделению карбидов (цементитного типа) в неблагоприятной, пластинчатой форме, что повышает порог хладноломкости и зачастую ведет к снижению ударной вязкости. Это так называемая *отпускная хрупкость I рода* (или *необратимая отпускная хрупкость*). Вторичный нагрев на ту же температуру не устраняет ее.

Таблица 6. Прочность и порог хладноломкости сталей 40ХМФ и 17ГС в зависимости от температуры отпуска

Температура отпуска, °С	40ХМФ		17ГС	
	$\sigma_в$, кгс/мм²	T_{50}, °С	$\sigma_в$, кгс/мм²	T_{50}, °С
400	155	+60	—	—
500	—	—	100	—60
520	130	—40	—	—
600	120	—	80	—65
620	115	—70	—	—
650	100	—90	70	—
700	—	—	50	—40

Отпуск в интервале температур 550—650° С приводит к сегрегации примесей по границам зерен и к выделению избыточных фаз, на что чувствительно реагирует положение порога хладноломкости и обычно ударная вязкость. Этот вид отпускной хрупкости называется *отпускная хрупкость II рода* (или *обратимая отпускная хрупкость*). Выдержка в указанном интервале температур, медленное охлаждение способствует развитию этого вида отпускной хрупкости. Повторный нагрев может вызвать или устранить отпускную хрупкость II рода (отсюда и название — обратимая отпускная хрупкость). Чувствительность к отпускной хрупкости проверяют путем сравнения T_{50} правильно отпущенной стали (кратковременный нагрев, быстрое охлаждение после отпуска) и стали затем дополнительно охрупченной (обычно отпуск 520° С, 16 ч, медленное охлаждение). Следовательно, критерием чувствительности к отпускной хрупкости является показатель ΔT_{50} — разница в положении T_{50} охрупченной и неохрупченной стали.

Легирование стали даже таким облагораживающим элементом, как никель, ведет к усилению чувствительности к обратимой отпускной хрупкости. Молибден и частично вольфрам составляют исключение среди легирующих элементов — они уменьшают чувствительность к отпускной хрупкости. Поскольку отпускная хрупкость обусловлена различными выделениями по границам зерен, то очищение стали от примесей (чистая шихта, вакуумные переплавы) уменьшают чувствительность к этому виду отпускной хрупкости. Сказанное иллюстрируют данные табл. 7.

Отпуск выше 650—680° С, хотя и ведет к снижению прочности, повышает порог хладноломкости вследствие рекристаллизации ферритной матрицы (максимум ударной вязкости обычно совпадает с максимальной температурой отпуска, при которой еще сохраняется игольчатость структуры).

Таблица 7. Влияние никеля, молибдена и чистоты металла на чувствительность (ΔT_{50}) к отпускной хрупкости II рода (сталь 40Х2 с Ni и Mo) *

Чистота металла, анм **	0,5% Ni			1% Ni			2% Ni		
	Без Mo	0,25% Mo	0,5% Mo	Без Mo	0,25% Mo	0,5% Mo	Без Mo	0,25% Mo	0,5% Mo
1500	125	20	40	150	40	60	190	70	120
1000	90	20	40	110	30	45	130	60	100
500	25	5	20	40	10	25	70	20	35

* Охрупчивающий отпуск 500° С, 500 ч.
** анм — число атомов, приходящихся на миллион атомов железа.

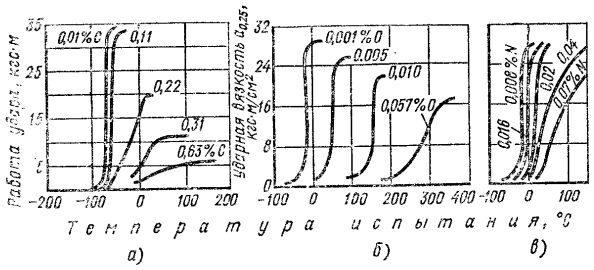


Рис. 23. Сериальные кривые:
а — стали с различным содержанием углерода; *б* — железо с разным содержанием кислорода; *в* — железо с различным содержанием азота

Вязкость стали, характеризуемая порогом хладноломкости и ударной вязкостью (лучше $a_р$ или $a_т$), сильно зависит от чистоты стали. Примеси внедрения (C, O, N, H) сильно повышают порог хладноломкости и снижают ударную вязкость в вязком состоянии (рис. 23). Фосфор и сера тоже не оказывают положительного влияния на характеристики сопротивления вязкому разрушению, однако их воздействие существенно различно. Фосфор смещает всю сериальную кривую вправо (рис. 24, *а*) и снижает сопротивление вязкому разрушению (табл. 8).

Влияние серы своеобразно. Наличие сернистых включений, в особенности строчечного типа, снижает ударную вязкость (при испытании поперечных образцов), но одновременно и понижает порог хладноломкости. Указанное явление получило название «*сульфидный эффект*».

Способы выплавки «суммарно», в зависимости от того, какие примеси удаляются, влияют на свойства. Практика показала, что стандартные свойства $\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, ψ, δ, a_1 при этом не изменяются. Порог хладноломкости и работа распространения трещины, а также анизотропия свойств довольно чувствительно реагируют на изменения, вносимые металлургическим процессом.

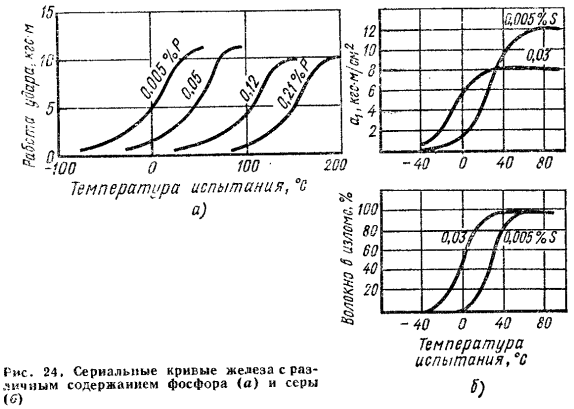


Рис. 24. Сериальные кривые железа с различным содержанием фосфора (*а*) и серы (*б*)

Таблица 8. Влияние фосфора на вязкие свойства стали 30ХГС (закалка + отпуск, 650° С, $\sigma \cong 95$ кгс/мм²)

Содержание фосфора, %	T_{50}, °С	$a_т$, кгс·м/см²	ΔT_{50}, °С
0,001	−50	12	42
0,016	−30	10	130
0,024	−10	8	120
0,045	+36	7	160

Таблица 9. Анизотропия ударной вязкости *

Марка стали	$\sigma_в$, кгс/мм²	a_1 попер : a_1 прод	
		Обычный металл	Металл электрошлакового переплава
38ХМЮА	104—111	0,57—0,72	0,72—0,83
40ХНМА	107—117	0,49—0,51	0,67—0,75
30ХГСНА	170—178	0,35—0,45	0,51—0,63
18ХНМА	148—157	0,46—0,48	—

* Отношение ударной вязкости образца в поперечном направлении к ударной вязкости в продольном направлении.

Вакуумные процессы (ВИ, ВДП и др.), уменьшая содержание кислорода и азота, смещают порог хладноломкости вниз.

Шлаковые процессы (обработка синтетическими шлаками, электрошлаковый переплав) удаляют серу, и поэтому в основном их положительная роль проявляется в сульфидном эффекте: однако, если при этом хотя бы в некоторой степени удаляется кислород (что практически имеет место), то порог хладноломкости вверх не смещается.

Уменьшение количества неметаллических включений и их глобуляризация (см. гл. 2, рис. 15), что наблюдается при всех современных металлургических процессах, уменьшает анизотропию свойств (табл. 9).

Полуколичественные характеристики качества стали (T_{50}, $a_р$, $a_т$) показывают, какие процессы и структурные особенности улучшают металл, а какие его ухудшают.

Еще мало данных для того, чтобы характеризовать эти же изменения в составе и структуре через параметры линейной механики G_{Ic} и K_{Ic}, однако установлено, что при понижении температуры K_{Ic} изменяется пороговым образом. По имеющимся неполным данным, изменения в составе и строении качественно так же влияют на K_{Ic}, как и на T_{50}. Тем не менее не всегда улучшение вязких свойств, определяемое по ударным испытаниям, ведет к повышению K_{Ic}. Указанное расхождение особенно было заметно при оценке влияния размера зерна.

С давних пор известно, что сталь с крупнозернистой структурой менее надежна. Металлографическое определение крупного зерна в исследуемом объеме является достаточным обоснованием для браковання металла или объяснения причин разрушения. Это обстоятельство хорошо увязывается с повышением порога хладноломкости (рис. 25). Тем не менее неоднократное изучение влияния размера зерна на K_{Ic} (на разных сталях с различной прочностью) показало, что у крупнозернистой стали K_{Ic} заметно выше. Это свидетельствует об отсутствии хотя бы даже качественной аналогии между результатами испытаний на ударный изгиб и K_{Ic} и на относительную ценность этих характеристик с точки зрения оценки надежности стали.

Состав металла (марки стали), режим термической обработки существенно влияют на долговечность изделия, в свою очередь определяемую условиями эксплуатации. Последние столь разнообразны, что в кратком изложении сообщить сведения о влиянии структуры на долговечность изделия практически невозможно.

Ниже кратко сообщаются некоторые сведения о связи структуры с усталостью (выносливостью) и износом. Предел выносливости (σ_{-1} на рис. 17), определенный на гладких образцах, в большинстве случаев для сталей составляет примерно половину предела прочности ($\sigma_{-1} \cong 0{,}5\sigma_в$). Правда, это соотно-

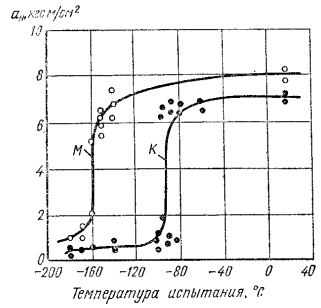


Рис. 25. Сериальные кривые стали с различным размером зерна:
M — мелкое зерно феррита (0,041 мм); *K* — крупное зерно феррита (0,089 мм)

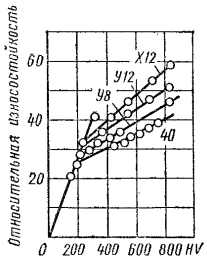


Рис. 26. Износостойкость сталей в зависимости от твердости

шение справедливо лишь до уровня прочности 100—120 кгс/мм². При более высокой прочности σ_{-1} становится уже меньше $0{,}5\sigma_в$ (что связано с изменением характера разрушения и появлением участков хрупкого разрушения как в зоне усталостного излома, так и в зоне статического долома).

Состояние поверхности сильно влияет на предел выносливости. Наиболее высокий предел выносливости имеют полированные образцы, а минимальный — образцы с черновой, неровной поверхностью, содержащей углубления и неровности, являющиеся концентраторами напряжений. Для более обстоятельной оценки сопротивления усталости рекомендуется испытывать образцы как гладкие, так и с острым концентратором.

В целях повышения усталостной прочности рекомендуют применять различные виды поверхностного упрочнения (поверхностный наклеп, цементация, азотирование и др.), цель которых не столько в упрочнении поверхностных слоев, сколько в создании сжимающих напряжений, препятствующих зарождению начальной трещины усталости.

Износостойкость главным образом зависит от поверхностной твердости (рис. 26). В связи с этим для повышения износостойкости применяют поверхностное упрочнение — цементацию, азотирование и др. При равной твердости матрицы наличие избыточных твердых фаз (например, карбидов) дополнительно повышают твердость (рис. 26).

Повышенная способность к наклепу делает такие материалы, несмотря на исходную невысокую твердость, высокоизносостойкими (например, так называемая сталь Гадфилда Г13). Неустойчивый аустенит, способный к образованию мартенсита при деформации, также имеет высокое сопротивление износу.

Данные о механических свойствах некоторых, наиболее распространенных марках конструкционных сталей, сведенные в единообразные таблицы приведены в приложении, что конкретизируют общие сведения о механических свойствах, сообщенные в этой главе.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Атомный механизм разрушения**/Пер. с англ. М., Металлургиздат, 1963, 660 с. (Материалы конференции).
2. **Вязкость разрушения высокопрочных материалов**/Пер. с англ. М., Металлургия, 1973. 304 с.
3. **Гуляев А. П.** Ударная вязкость и хладноломкость конструкционной стали. М., Машиностроение, 1969. 69 с.
4. **Давиденков Н. Н.** Динамические испытания металлов. 2-е изд. М.; ОНТИ. Глав. ред. лит. по черной металлургии, 1936. 395 с.
5. **Давиденков Н. Н.** Проблема удара в металловедении. М. — Л.: Изд-во АН СССР и ОТН, 1938. 116 с.
6. **Екобори Т.** Физика и механика разрушения и прочность твердых тел/Пер. с англ. М.: Металлургия, 1971. 264 с.
7. **Зеленова В. Д.** Механизм вязкого и хрупкого разрушения и методы оценки сопротивления разрушению металлов и сплавов. М.: Машиностроение, 1975. 40 с.
8. **Мак Лин Д.** Механические свойства металлов/Пер. с англ.; Под ред. Я. Б. Фридмана. М.: Металлургия, 1965. 431 с.
9. **Макклинток Ф. и Аргон А.** Деформация и разрушение материалов/Пер. с англ. М.; Мир, 1970. 443 с.
10. **Разрушение**/Под ред. Г. Любовцева; Пер. с англ., М.: Мир, т. I, 1973. 613 с, т. II, 1975. 757 с, т. III, 1976. 776 с., Машиностроение, т. IV, 1977. 399 с, т. V, 1977. 463 с., Металлургия, т. VI, 1976. 496 с.
11. **Раузин Я. Р., Шур Е. А.** Конструктивная прочность стали. М.; Машиностроение, 1975. 57 с.
12. **Структура и механические свойства металлов**. М.: Металлургия, 1967. 384 с. (Материалы конференции).
13. **Фридман Я. Б.** Механические свойства металлов. М.; Машиностроение, 1974, т. I, 472 с., т. II, 368 с.
14. **Хеккель К.** Техническое применение механики разрушения. М.; Металлургия, 1974, 62 с.
15. **Хоникомб Р.** Пластическая деформация металлов/Пер. с англ. М.; Мир, 1972. 409 с.

Глава 2

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ И СПЛАВАХ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

1. ТЕРМОДИНАМИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Фазовые превращения в сплавах (рис. 1) происходят самопроизвольно при изменении внешних условий — температуры и давления. Так как высокотемпературная β-фаза при температурах ниже T_0 обладает большей свободной энергией, чем низкотемпературная α-фаза, то протекает $\beta \rightarrow \alpha$-превращение, выше T_0 происходит $\alpha \rightarrow \beta$-превращение.

Превращения $\beta \rightleftarrows \alpha$ при T_0 (температуре равновесия) не происходят, так как в этом случае свободная энергия системы обеих фаз одинакова.

Разность между температурой, при которой происходит превращение, и T_0, если она ниже T_0, называется *степенью переохлаждения* или степенью *перенагрева*, если она выше T_0. На диаграммах состояния указываются равновесные температуры превращений, при которых превращения не происходят. Эти температуры показывают температурный рубеж между процессами превращения при охлаждении и нагреве. Равновесная температура превращения не зависит от исходной структуры, скорости нагрева (охлаждения) и определяется только термодинамическими параметрами (составом, температурой, давлением).

2. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО—УГЛЕРОД

Сталями и чугунами ранее называли сплавы железа с углеродом, однако установлено, что углерод в ряде сплавов на основе железа является вредной примесью, поэтому под сталью теперь понимают сплавы с содержанием железа более 50%. Тем не менее углерод для огромного числа реальных сплавов на основе железа является важнейшей примесью.

Диаграмма состояния железо—углерод, несмотря на огромное количество исследований [13], продолжает уточняться. На рис. 2 приведена диаграмма железо—углерод в современном виде (1975 г.) [7].

Особенные точки диаграммы железо—углерод даны в табл. 1.

Фазы в системе железо—углерод. *Аустенит* (*А*) — твердый раствор углерода в γ-железе (в более широком понятии — твердый раствор на основе γ-железа) с гранецентрированной кубической решеткой (рис. 3, *а*).

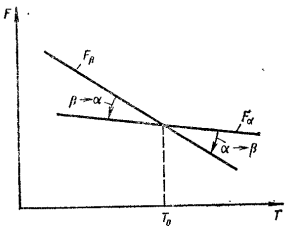


Рис. 1. Схема изменения свободной энергии α- и β-фаз

Периоды решетки аустенита зависят от температуры и содержания углерода (рис. 4) и других присутствующих элементов. При температуре 20° С период решетки γ-железа равен 3,56 Å.

Феррит (*Ф*) — твердый раствор углерода в α-железе (в более широком понимании твердый раствор на основе железа с объемно-центрированной кубической решеткой) — рис. 3, *б*. Наиболее вероятно, что максимальная растворимость при 723°С составляет 0,02% С и убывает практически до нуля при снижении температуры (рис. 5). Период решетки феррита (20° С, 0% С) равен 2,86 Å.

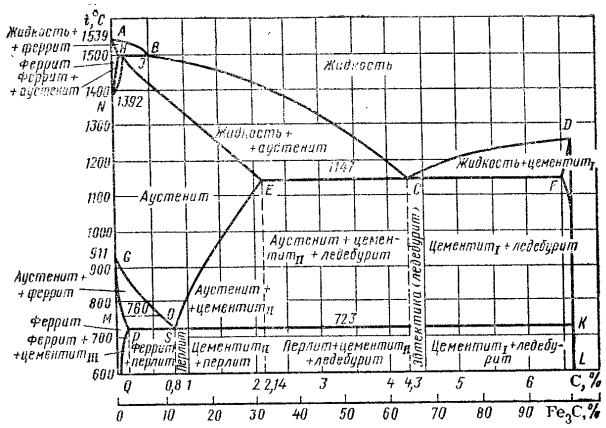


Рис. 2. Диаграмма состояния железо—углерод

Цементит (*Ц*) — химическое соединение железа с углеродом Fe_3C. Температура плавления цементита по последним данным 1237° С; имеется незначительная область гомогенности вблизи 1147° С. Кристаллическая решетка ромбическая.

Жидкий расплав (*Ж*). Выше линии ликвидуса *ABCD* — углерод полностью растворяется в расплавленном железе.

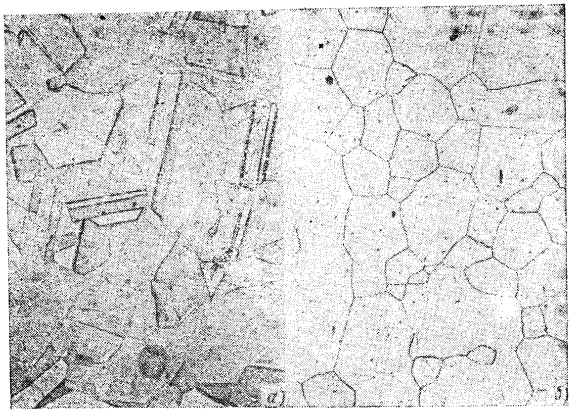


Рис. 3. Структура аустенита (*а*) и феррита (*б*); ×100

Таблица 1. Особенные точки диаграммы состояния железо—углерод

Обозначения	Температура, °С	Концентрация С, %	Обозначения	Температура, °С	Концентрация С, %
A	1539	0	*F*	1147	6,4
B	1499	0,5	*D*	1237	6,67
H	1499	0,1	*G*	911	0
J	1499	0,16	*P*	723	0,02
N	1392	0	*S*	723	0,8
E	1147	2,14	*K*	723	6,67
C	1147	4,3	*Q*	600	0,01

Равновесные состояния и превращения в системе железо—углерод. В системе железо—углерод могут быть следующие нонвариантные равновесия, когда сосуществуют три фазы,

при 1499°С

$Ж_B + Ф_H \rightleftarrows A_J$;

при 1147°С

$Ж_C \rightleftarrows A_E + Ц$;

при 723°С

$A_S \rightleftarrows Ф_P + Ц$.

В первом случае при снижении температуры относительно указанных равновесных протекает перетектическая реакция и образуется аустенит, во втором случае из жидкого сплава кристаллизуется эвтектика (*ледебурит*), а в третьем — эвтектоид (*перлит*). Структуры ледебурита и перлита показаны на рис. 6.

При нагреве эти превращения происходят в обратном направлении. На диаграмме железо—углерод указаны области, где существуют аустенит (*А*), феррит (*Ф*), цементит (*Ц*) и жидкий сплав (*Ж*), а также такие двухфазные структуры, как эвтектика и эвтектоид. Из-за уменьшения растворимости углерода при снижении температуры из жидкого сплава с концентрацией углерода более 4,3% выделяется первичный цементит, из аустенита с концентрацией углерода

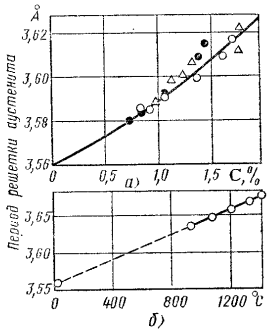


Рис. 4. Периоды решетки аустенита в зависимости от содержания углерода при 20° С (*а*) и температуры (для γ-железа)

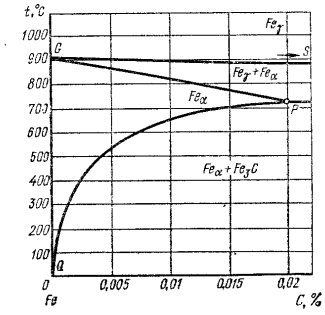


Рис. 5. Растворимость углерода в α-железе [17]

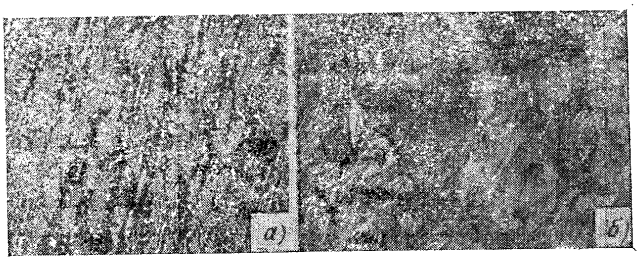


Рис. 6. Эвтектика (ледебурит) [*а*; ×100] и эвтектоид (перлит) [*б*; ×500]

более 0,8% — вторичный цементит, а из феррита при температуре ниже 723 °С — третичный цементит.

На рис. 7 приведена диаграмма, пользуясь которой можно определить относительное количество (в %) структурных составляющих в сплавах железо—углерод, при разных содержаниях углерода.

Для доэвтектоидных сталей (<0,8% С) при 20° С типична структура феррит + перлит, для эвтектоидной (0,8% С) — перлит, для заэвтектоидных (>0,8% С) перлит + цементит (вторичный), причем последний может быть и в виде сетки по границам зерен перлита.

Цементит — неустойчивое химическое соединение и при соответствующих условиях (при повышенных температурах и длительных выдержках) разлагается: при температуре ниже 723° С на феррит + графит ($Fe_3C \rightarrow Fe_\alpha + C$), а при температуре выше 723° С — на аустенит + графит ($Fe_3C \rightarrow Fe_\gamma(C) + C$). В связи с этим возможна различная степень графитации от полной (структура $Ф + Г$) до промежуточной ($Ф + П + Г$) и, наконец, до состояния без графита.

Другими словами, металлическая матрица сплавов может иметь ферритовую, ферритно-перлитовую или перлитовую структуры. Кроме того, графит может быть чешуйчатым (серый чугун) или шаровидным (в высокопрочном чугуне) или хлопьевидным (в ковком чугуне). Схемы некоторых структур чугуна, отличающиеся по характеру металлической основы или формы графитовых включений, даны на рис. 8.

На рис. 9 представлена диаграмма железо—графит. Линия $C'D'$ отвечает равновесию между жидким сплавом и графитом или температуре начала выделения графита при охлаждении из жидкого сплава, линия $E'C'F'$ — нонвариантному равновесию $Ж_{C'} \rightleftarrows A_{E'} + Г$, линия $P'S'K'$ — равновесию $A_S \rightleftarrows \Phi_{P'} + Г$, линия $E'S'$ — равновесию $A \rightleftarrows Г$, а линия $P'Q'$ равновесию $Ф \rightleftarrows Г$.

Образование разных форм графита зависит от условий нагрева и охлаждения, а также от состава сплава. В частности, при модифицировании чугуна магнием образуется графит шаровидной формы, а при отжиге белого чугуна определенного состава — хлопьевидный графит (углерод отжига).

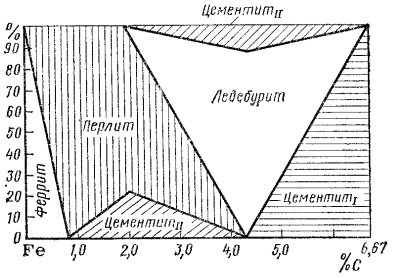


Рис. 7. Структурная диаграмма железоуглеродистых сплавов

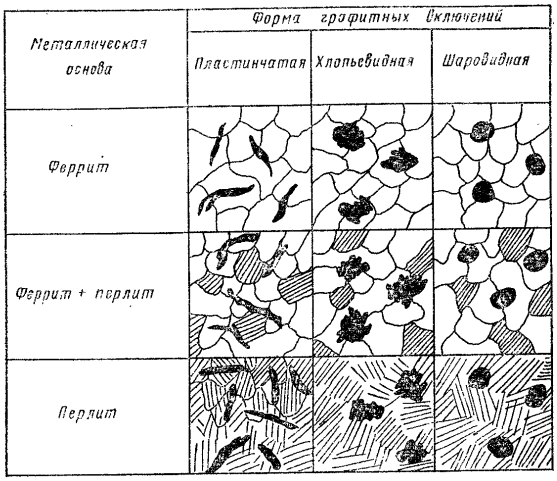


Рис. 8. Схема структур чугуна

Для практических целей термической обработки нет необходимости в использовании всех областей диаграммы железо—углерод, достаточен участок, отвечающий области твердого состояния, особенно при содержании углерода до 2% (рис. 11).

Принято следующее обозначение критических точек превращений в железоуглеродистых плавах:

A_3 — температура, отвечающая началу выделения феррита из аустенита при медленном охлаждении или окончанию превращения феррита в аустенит при медленном нагреве; A_1 — температура нонвариантного

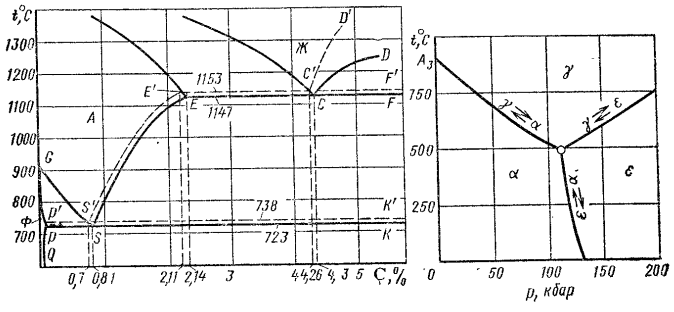


Рис. 9. Часть диаграммы железо—углерод. Сплошные линии для системы железо—цементит, штриховые — для системы железо—графит

Рис. 10. Диаграмма превращений железа при изменении температуры и давления

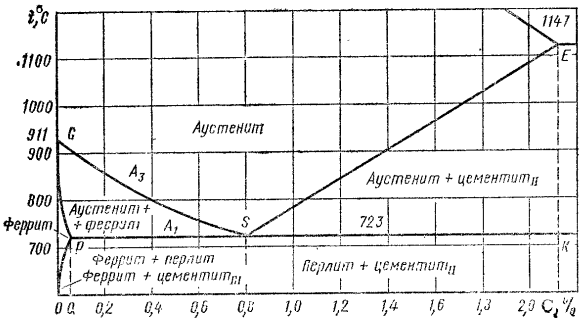


Рис. 11. «Стальной» участок диаграммы Fe — Fe_3C

равновесия $A_S \rightleftarrows \Phi_P + Ц$ или температура превращения аустенита в перлит при весьма медленном охлаждении или перлита в аустенит при медленном нагреве. Температуры указанных превращений при реальном нагреве обозначаются Ac_3 и Ac_1, а при охлаждении Ar_3 и Ar_1. На температуру $\gamma \rightleftarrows \alpha$-превращения влияет давление. При повышении давления температура $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения снижается. При давлении свыше 110 кбар и температуре ниже 490° С образуется новая ε-модификация железа с гексагональной решеткой (рис. 10). Точка тройного равновесия имеет следующие координаты: $t = 490°$ С; $p =$ = 110 кбар.

3. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО—ПРИМЕСЬ, ЖЕЛЕЗО — ЛЕГИРУЮЩИЙ ЭЛЕМЕНТ

Промышленные составы стали или чугуна не отвечают двойным сплавам железа с углеродом, а содержат большое количество различных элементов как неизбежных (примесь) или умышленно введенных (легирующий элемент). Поскольку графическое изображение фазового состояния такого реального многокомпонентного сплава невозможно, то в известной степени приближенное представление о природе сплава (стали) дает двойная система железо — легирующий элемент (железо—примесь).

Железо—марганец. Марганец—раскислитель и десульфуратор. Для этой цели его вводят практически в любую сталь в количестве до 0,8% (при большем количестве марганец уже является легирующим элементом). Марганец имеет аллотропические модификации: Mn_α, Mn_β, Mn_γ и Mn_δ, причем Mn_γ неограниченно растворим в Fe_γ (рис. 12). В обычных сталях марганец полностью растворим в обеих фазах — феррите и аустените. При содержании марганца в пределах 12—25% возможно образование гексагональной ε-фазы. В интервале 12—16% Mn (рис. 13, *а*) имеет место превращение $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ (ε — фаза неустойчива и превращается в α-фазу). Максимальное количество ε-фазы образуется при 17% Mn (рис. 13, *б*).

Железо—кремний. Кремний, как и марганец, является раскислителем, правда, более сильным, и поэтому известная его часть присутствует в стали в виде силикатных включений (SiO_2). В обычных сталях его содержание не превосходит 0,5%. Диаграмма состояния Fe—Si (рис. 14) показывает, что кремний при содержании его до 14% находится в α-твердом растворе, за исключением, разумеется, того кремния, который идет на раскисление и присутствует в виде силикатных включений.

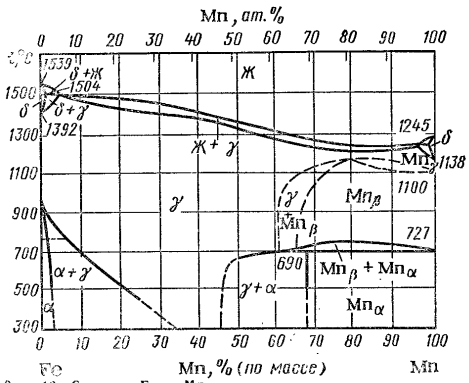


Рис. 12. Система Fe — Mn

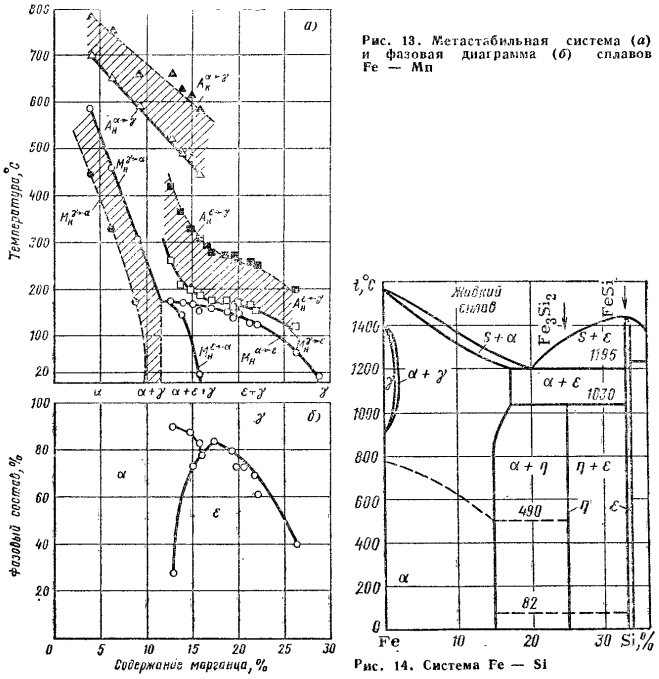


Рис. 13. Метастабильная система (*а*) и фазовая диаграмма (*б*) сплавов Fe — Mn

Рис. 14. Система Fe — Si

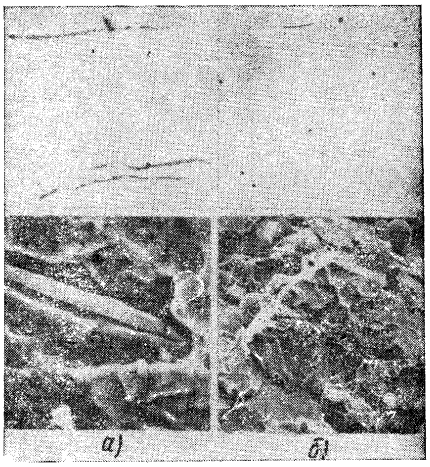


Рис. 15. Сульфиды в стали:
а — без модифицирования; *б* — модифицирование силикокальцием

Железо—сера. Сера практически не растворима в железе в твердом состоянии и в промышленных сталях присутствует исключительно в виде различных неметаллических включений — сульфидов FeS; MnS и т. д. В зависимости от условий модифицирования сернистые включения могут быть пластинчатой (рис. 15, *а*) или округлой (рис. 15, *б*) формы, что существенно отражается на механических свойствах, в особенности при испытании поперек волокна.

Железо—фосфор. Фосфор в тех количествах, в каких он обычно присутствует в стали, растворим полностью в γ- и α-модификациях. Способность фосфора к сегрегации по границам зерен ведет к охрупчиванию.

Железо—кислород. Кислород практически не растворим в железе, образует включения (оксиды) различного состава и строения, вредно влияющие на свойства стали, снижая вязкость.

Железо—азот. Азот в обычной стали образует нитриды, выделяющиеся из азотистого феррита в весьма дисперсной форме вследствие резкого уменьшения растворимости при охлаждении (рис. 16).

Железо—водород. Водород присутствует в стали в твердом растворе (феррите или аустените) или скапливается в различных несплошностях. Водород вызывает образование флокенов и других видов несплошностей (трещины), что снижает пластичность и вязкость, особенно в условиях замедленного нагружения. С понижением температуры растворимость водорода в железе падает и практически приближается к нулю при температурах ниже 300—200° С (рис. 17). Растворимость водорода в α-фазе значительно меньше, чем в γ-фазе. С понижением температуры вследствие естественного уменьшения диффузионной подвижности процесс выделения водорода замедляется.

Содержание перечисленных элементов (кроме Si и Mn), поскольку они являются в основном вредными элементами, определяется совершенством металлургического производства, однако уменьшение их содержания повышает стоимость стали.

Типичное содержание элементов — примесей дано в табл. 2.

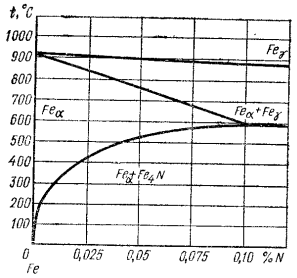


Рис. 16. Растворимость азота в α-железе

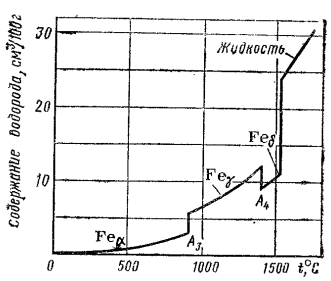


Рис. 17. Растворимость водорода в железе

Диаграммы железо—легирующий элемент (из числа наиболее важных) приведены на рис. 18.

Железо—никель. Никель имеет кубическую гранецентрированную решетку с параметрами, близкими γ—Fe, что обеспечивает образование между ними непрерывного ряда твердых растворов (рис. 18, *а*). Никель понижает точку A_3 (рис. 18, б), и при содержании его более 20% $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение происходит по мартенситному механизму (в отличие от системы Fe—Mn без образования промежуточной ε-фазы).

Железо—хром (рис. 18, *в*). Хром имеет одну модификацию, изоморфную α—Fe, поэтому между α—Fe и Cr образуется ряд непрерывных твердых растворов. В этой системе γ-область распространяется до 11% Cr, а сплавы с 13% Cr и более не претерпевают $\gamma \rightleftarrows \alpha$-превращения. В сплавах с высоким содержанием хрома образуется хрупкая σ-фаза.

Железо—молибден (рис. 18, *г*). Молибден образует широкую область гомогенности с α—Fe, однако предельная растворимость уменьшается с понижением температуры; γ-область существует до 3% Mo.

Таблица 2. Типичное содержание примесей в стали, анм *

Способ производства	Сера	Фосфор	Кислород	Азот	Водород	Сумма **
Сталь						
Бессемеровский	900	1400	1000	500	250	6000
Кислородно-конвертерный	500	500	350	100	150	2000
Мартеновский	500	500	350	200	200	2100
Электросталеплавильный	250	300	150	300	250	1500
Рафинированная сталь						
Открытый дуговой	250	300	150	300	250	1500
Электрошлаковый переплав	100	300	120	250	150	1000
Вакуумно-дуговой переплав	250	300	90	200	100	1000
Электронно-лучевой переплав	200	300	50	200	100	1000
Вакуумно-индукционный переплав	250	300	50	200	100	1000

* анм — число атомов, приходящихся на миллион атомов железа
** С добавлением цветных металлов и других примесей, не указанных в таблице.

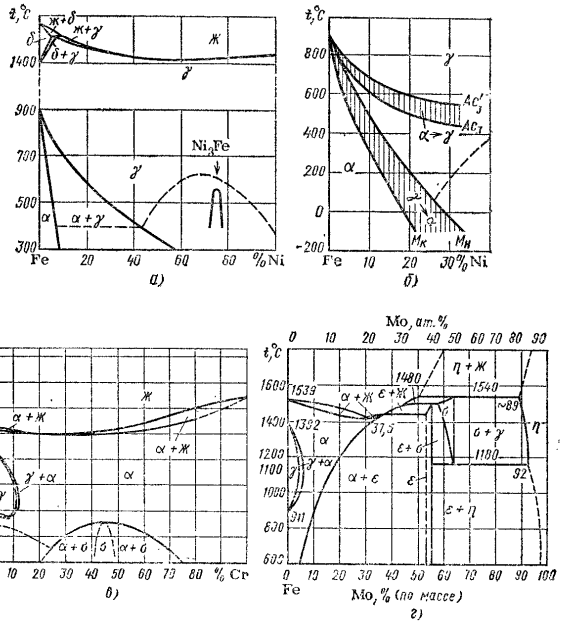


Рис. 18. Диаграмма железо — легирующий элемент:
а, б — система Fe — Ni
(*а* — стабильное, *б* — метастабильное равновесие); *в* — система Fe — Cr; *г* — система Fe — Mo

Железо—вольфрам. Согласно диаграмме состояния Fe—W растворимость вольфрама в α—Fe максимальная; при 1540° С она равна 30% и снижается до ~5% при 20° С. γ-область замыкается при 4% W. В сплавах Fe—W с высоким содержанием вольфрама возможно образование интерметаллидов Fe_2W и Fe_3W_2.

Железо—ванадий. В этой системе имеется непрерывный ряд твердых растворов от α—Fe до V; γ-область замыкается при 1,5% V. Возможно образование неустойчивого соединения типа σ-фазы (FeV).

Железо—ниобий. В сплавах этой системы образуются многочисленные интерметаллидные соединения: Fe_2Nb, $Fe_{21}Nb_{19}$ и др. В сталях ниобий (при малом его содержании) присутствует в виде карбидных и нитридных фаз.

Железо—бор. Растворимость бора в α- или γ-железе очень мала и исчисляется тысячными долями %. При большем содержании бор образует с железом химическое соединение FeB и Fe_2B.

4. КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ [1]

Для осуществления перехода из одного состояния в другое, более устойчивое, атомы компонентов должны преодолеть энергетический барьер. Энергия,

[1] Подробнее см. [11, 6].

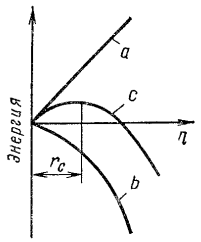


Рис. 19. Изменение поверхностной (*a*), объемной (*b*) и суммарной свободной энергии (*c*) в зависимости от радиуса *r* зародыша кристалла новой фазы

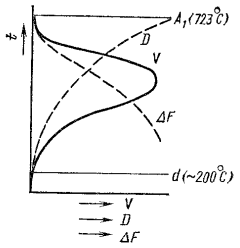


Рис. 20. Скорость превращения в зависимости от температуры (степени переохлаждения):
V — скорость распада; *D* — скорость диффузии; ΔF — разность свободных энергий

необходимая для такого перехода, называется *энергией активации*. Она определяет возможность и скорость развития превращения.

Процесс образования новой фазы состоит в возникновении ее зародышей и их росте. Образование зародыша требует увеличения поверхностной энергии из-за создания новой поверхности, однако при этом освобождается часть объемной свободной энергии, поскольку кристалл новой фазы обладает меньшей ее велнчиной. В результате изменение суммарной свободной энергии при росте кристалла изобразится кривой *c* (рис. 19). Размер зародыша r_c — критический, его рост сопровождается уменьшением свободной энергии; другими словами, только зародыши размером $\geqslant r_c$ могут расти. С понижением температуры или с ростом степени переохлаждения размер критического зародыша уменьшается вследствие увеличения выигрыша свободной объемной энергии при образовании новой фазы. По этой причине скорость превращения с ростом степени переохлаждения должна возрастать. Однако в этих условиях уменьшается диффузионная подвижность атомов, необходимая для образования зародыша новой фазы, поэтому, например, в случае полиморфных превращений металлов скорость превращения по диффузионному механизму сначала растет, а затем убывает. В случае превращения в сплавах составы исходной и образующихся фаз, за исключением мартенситных превращений, отличаются между собой, а для превращения требуются процессы диффузионного перераспределения атомов компонентов, скорость которых резко убывает при снижении температуры. Отсюда увеличение степени переохлаждения ведет сначала к ускорению, а потом к замедлению превращения и к полному (практически) прекращению превращения из-за отсутствия диффузионных перемещений (рис. 20).

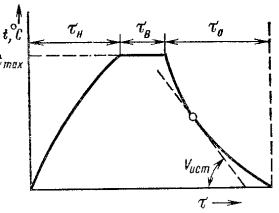
5. КЛАССИФИКАЦИЯ ВИДОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ [1]

Задача термической обработки — путем нагрева и охлаждения вызвать необратимое изменение свойств вследствие необратимого изменения структуры. Любой вид термической обработки обычно изображается в координатах температура — время (рис. 21).

Собственно термическая обработка не предусматривает какого-либо иного воздействия, кроме температурного. Если при нагревах изменяется состав металла (сплава) — его поверхностных слоев в результате взаимодействия с окружающей средой, то такая термическая обработка называется химико-термической

[1] Начало научной классификации видов термической обработки положено акад. А. А. Бочваром [3] и развито в последующих работах [6, 11]. Подробная классификация, включающая и многочисленные подвиды термической обработки, приведена в гл. 3.

Рис. 21. График термической обработки: $\tau_н$ — время нагрева; $\tau_в$ — время выдержки; τ_0 — время охлаждения; t_{max} — максимальная температура; $v_{ист}$ — истинная скорость охлаждения при данной температуре, $v = \frac{t_{max}}{\tau_0}$ — средняя скорость охлаждения



(ХТО), а если наряду с температурным воздействием производится еще и деформация, вносящая соответствующий вклад в изменение структуры, то такая термическая обработка называется деформационно-термической (виды: термомеханическая — ТМО, механотермическая — МТО и др.).

Классификация термической обработки представлена на рис. 22.

Виды собственно термической обработки приведены ниже.

Отжиг I рода — нагрев металла, который имеет неустойчивое состояние в результате предшествовавшей обработки (кроме закалки), приводящий металл в более устойчивое состояние.

Основные подвиды: гомогенизационный отжиг, рекристаллизационный отжиг, отжиг для снятия внутренних напряжений.

Отжиг II рода — нагрев выше температуры превращения с последующим медленным охлаждением для получения стабильного структурного состояния сплава.

Закалка с полиморфным превращением — нагрев выше температуры полиморфного превращения с последующим достаточно быстрым охлаждением для получения структурно-неустойчивого состояния (в пределе — фиксирования устойчивого состояния при высокой температуре).

Отпуск — нагрев закаленного (с полиморфным превращением) сплава для получения более стабильного состояния.

Закалка без полиморфного превращения — нагрев до температур, вызывающих структурные изменения (чаще всего для растворения избыточной фазы) с последующим быстрым охлаждением для получения структурно-неустойчивого состояния — пересыщенного твердого раствора).

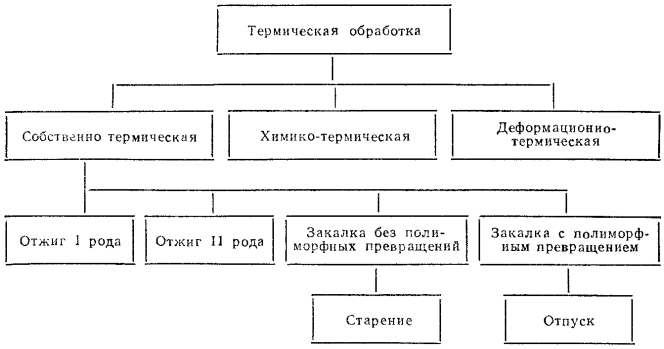


Рис. 22. Классификационная схема основных видов термической обработки

Старение — нагрев (или длительная выдержка при комнатной температуре), вызывающий превращения в закаленном (без полиморфного превращения) сплаве и приближающий его состояние к более устойчивому.

Химико-термическая обработка классифицируется по насыщающему элементу — углероду (цементация), азоту (азотирование) и т. д.

Разные виды деформационно-термической обработки разделяются в зависимости от характера фазовых превращений и способа деформации, причем существенное значение имеет, до или после деформации происходит превращение (ТМО и МТО соответственно), а также выше или ниже температуры рекристаллизации производилась деформация (ВТМО и НТМО соответственно).

6. ВИДЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Термическая обработка имеет главное значение именно для стали. Это обусловлено, с одной стороны, необыкновенно широким распространением стали как конструкционного (и инструментального) материала, а с другой стороны, ни для одного сплава термическая обработка не дает такого эффекта по изменению свойств, как для стали.

В соответствии со сказанным выше и основываясь на приведенном на рис. 11 стальном участке диаграммы Fe —C видами термической обработки стали будут отжиг I и II рода; закалка, отпуск.

Отжиг I рода — нагрев до различных температур с целью гомогенизации, снятия внутренних напряжений, рекристаллизации. Если в процессе нагрева и охлаждения в сплаве (стали) происходят полиморфные превращения, то они являются лишь явлениями, сопутствующими гомогенизации, так как нет необходимости в фазовой перекристаллизации.

Отжиг II рода (или фазовая перекристаллизация) — нагрев выше Ac_3 (или Ac_1) с последующим медленным непрерывным или ступенчатым (изотермическим) охлаждением. Частный случай отжига II рода — нормализация (охлаждение на спокойном воздухе).

Закалка с полиморфным превращением — нагрев выше Ac_3 (или Ac_1) с последующим быстрым охлаждением.

Отпуск — нагрев закаленной стали до температуры не выше Ac_1.

Закалка без полиморфных превращений (а, следовательно, и последующее старение) — сравнительно редкий случай при термической обработке сталей. Она характерна для аустенитных сталей, не имеющих полиморфных превращений, и используется для растворения карбидов или интерметаллидов.

7. СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ

При термической обработке стали реализуются следующие основные превращения:

1) превращение перлита в аустенит, происходящее при нагреве выше точки Ac_1:

$Fe_\alpha + Fe_3C \rightarrow Fe_\gamma(C)$ или $П \rightarrow А$;

2) превращение аустенита в перлит, происходящее при медленном охлаждении из γ-области:

$Fe_\gamma(C) \rightarrow Fe_\alpha + Fe_3C$ или $А \rightarrow П$;

3) превращение аустенита в мартенсит, происходящее при быстром охлаждении из γ-области:

$Fe_\gamma(C) \rightarrow Fe_\alpha(C)$ или $А \rightarrow М$:

4) превращение мартенсита при нагреве (отпуске)

$Fe\,\alpha(C) \rightarrow Fe_\alpha + Fe_3C$ или $М \rightarrow П$.

Изучение структурных превращений началось со времени открытия Д. К. Черновым критических точек в стали (1868 г.) [14].

Описание структурных превращений, происходящих в стали при термической обработке, является одновременно и теорией термической обработки. Этому вопросу посвящены различные монографии [2, 6, 8, 9, 11 и др.].

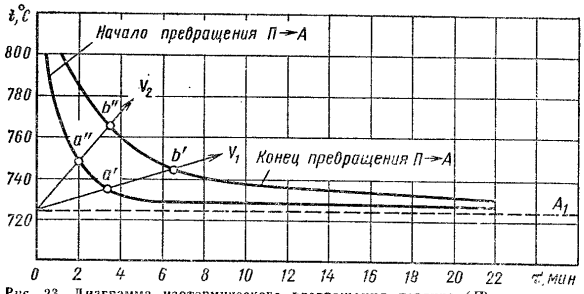


Рис. 23. Диаграмма изотермического превращения перлита (*П*) в аустенит (*А*). Сталь 0,86% С

8. ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ НАГРЕВЕ

Превращения перлита в аустенит. Превращение перлита в аустенит — необходимый этап для многих видов термической обработки. Практически это превращение реализуется при нагреве выше Ac_1, причем с повышением температуры оно непрерывно ускоряется (рис. 23). При непрерывном нагреве с различной скоростью — лучи v_1 и v_2 превращения начинаются в точке a' (a'') и заканчиваются в точке b' (b''), которая тем выше, чем больше скорость нагрева. В связи с этим, чем быстрее нагрев, тем должна быть выше температура нагрева стали, для того чтобы вызвать полное превращение $П \rightarrow А$, включая полное растворение карбидов и гомогенизацию аустенита.

В интервале между точками a'—b' (a''—b'') превращение идет с разной скоростью, но приблизительно в середине интервала превращение идет настолько бурно с сильным поглощением теплоты, что на кривой нагрева образуется площадка. Это обычно и есть определяемая экспериментально температура превращения Ac_1.

Положение этой точки зависит от скорости нагрева, дисперсности исходной структуры и ее морфологии (рис. 24), а также от присутствия легирующих элементов.

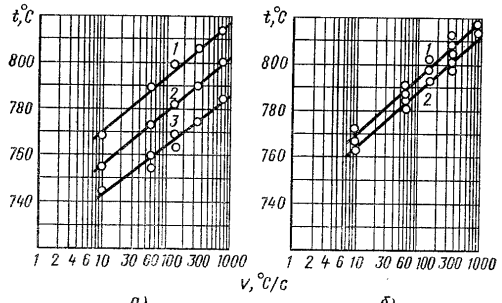


Рис. 24. Положение точки Ac_1 в зависимости от скорости нагрева:
а — сталь 50, исходная обработка: *1* — отжиг; *2* — нормализация; *3* — улучшение;
б — сталь У8А, исходная структура:
1 — крупнопластинчатый (крупнозернистый) перлит; *2* — мелкопластинчатый (мелкозернистый) перлит

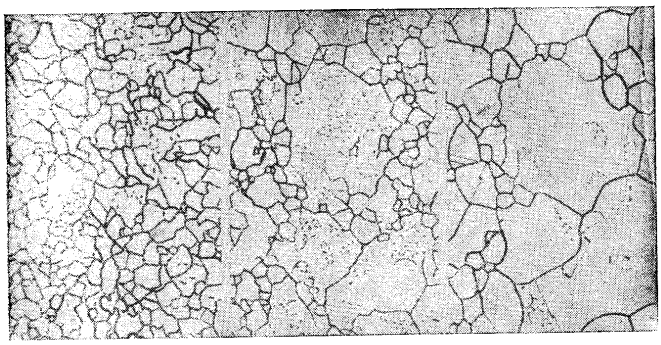


Рис. 25. Процесс слияния зерен (×200)

Рост зерна аустенита. При исходной перлитной структуре образование аустенита идет из многих центров, и тотчас после окончания превращения $П \rightarrow А$ образуется мелкозернистый аустенит. Дальнейший нагрев ведет к росту зерна аустенита, осуществляемого по одному из следующих механизмов: путем «слияния» мелких зерен в крупные (рис. 25), путем миграции границ зерен (рис. 26). Процесс слияния происходит при более низкой температуре (900—1000° С), чем миграция (>1100° С), но приводит к образованию отдельных более крупных зерен, т. е. к разнозернистости (рис. 27).

Для количественной оценки величины зерна производят измерение среднего диаметра наиболее крупных зерен или, что практически удобнее, сличают структуру со стандартной шкалой (рис. 28, *а*) и характеризуют ее баллом. Между баллом зерна стандартной шкалы, средним диаметром зерна и числом видимых зерен на площади в 1 мм² шлифа существует прямая связь (рис. 28, *б*).

При исходной мартенситной или бейнитной структуре кинетика роста зерна другая. Переход через критическую точку Ac_1 не сопровождается измельчением структуры, зерно аустенита сохраняет те же размеры, какие были у него перед закалкой. Однако превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ в этом случае сопровождается фазовым наклепом вследствие разности объемов исходных фаз образующегося аустенита.



Рис. 26. Миграция границ зерен

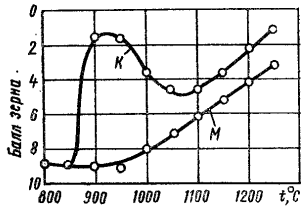
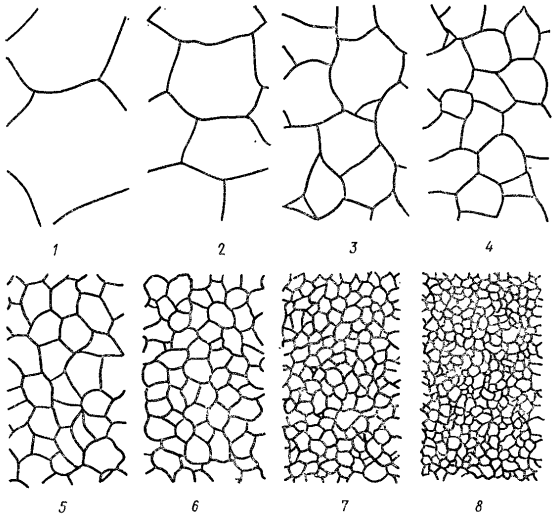
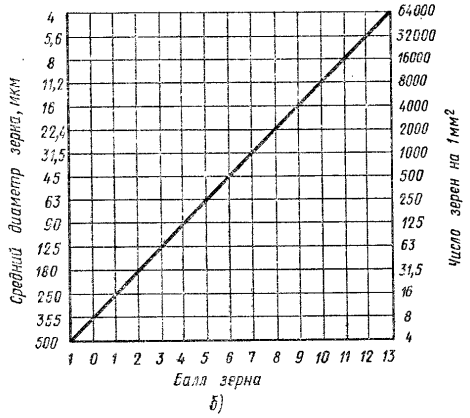


Рис. 27. Влияние температуры на размер аустенитных зерен (*М* — мелкие зерна, *К* — крупные зерна)



а)



б)

Рис. 28. Стандартная шкала (×100) размеров зерна (*а*) и номограмма размеров зерна (*б*):
1—8 — балл зерна

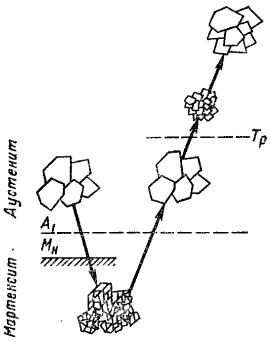


Рис. 29. Схема изменения величины зерна аустенита при нагреве; исходная структура мартенсит или бейнит

Поэтому при дальнейшем нагреве выше точки b — Чернова происходит измельчение зерна в результате рекристаллизации (рис. 29).

9. ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ

Перлитное превращение. По условиям фазового равновесия превращение аустенита в эвтектоид (Fe_γ (C) → Fe_α + Fe_3C), т. е. в перлит, может начаться лишь ниже A_1.

Превращение состоит в перестройке решетки $\gamma \rightarrow \alpha$ и диффузионном перераспределении концентрации углерода между фазами. Последнее наряду с разностью объемных свободных энергий аустенита и перлита, являющейся движущей силой превращения, лимитирует скорость превращения.

С увеличением степени переохлаждения (понижении температуры) разность объемных свободных энергий ΔF увеличивается, а диффузионная подвижность D уменьшается. Результирующая кривая — скорость превращения v имеет поэтому максимум (приблизительно) при степени переохлаждения порядка 150° С. Для углеродистых сталей это соответствует ~550° С.

Превращение происходит путем зарождения и совместного роста кристаллов феррита и цементита. Ведущей фазой здесь является цементит. Для образования пластинки цементита аустенит обедняется углеродом, и поэтому в соседних объемах создаются условия для образования феррита.

В соответствии с теорией кристаллизации Таммана параметры кристаллизации — число центров (ЧЦ) и скорость роста кристаллов (СК) определяются степенью переохлаждения. В районе максимальной скорости превращения оба параметра имеют достаточно высокое значение (рис. 30).

Практически удобнее изучать превращение в зависимости от температуры или степени переохлаждения не по показателям скорости превращения или параметрам процесса кристаллизации, а характеризовать интенсивность (скорость) превращения по времени достижения 1% превращения (начало процесса) и 99% превращения (конец процесса) (рис. 31). Время выдержки, необходимой

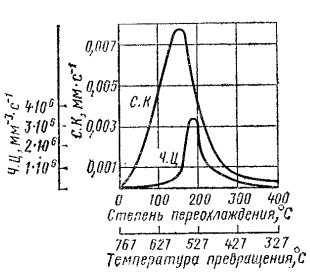


Рис. 30. Скорость роста кристаллов и скорость зарождения центров кристаллизации в зависимости от степени переохлаждения (температуры)

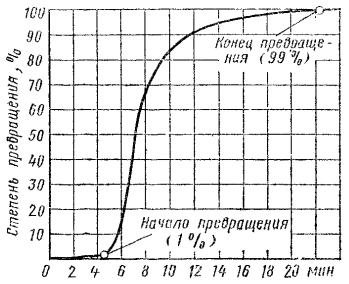


Рис. 31. Кинетическая кривая превращения аустенита в перлит. Сталь У12

Таблица 3. Изотермическое превращение в углеродистой стали (0,98% С)

Температура изотермического превращения, °С	Время превращения		Структура	Твердость *HRC*
	Начало	Конец		
700	4,2 мин	22 мин	Перлит	15
600	1 с	10 с	»	40
500	1 с	10 с	»	44
400	4 с	2 мин	Бейнит+перлит	43
300	1 мин	30 мин	Бейнит	53
200	15 мин	15 ч	»	60
	Во время охлаждения		Мартенсит	66

для фиксирования начала и конца распада аустенита, в связи с разной скоростью превращения сильно зависит от температуры (степени переохлаждения), которая и определяет образование разных структур, обладающих различными механическими свойствами — твердостью, прочностью, пластичностью (табл. 3).

Удобнее для анализа генезиса структур при превращении переохлажденного аустенита при разных температурах пользоваться графическим построением в виде диаграмм изотермического превращения аустенита (или Т—Т—Т диаграмм[1]). Данные табл. 3 сведены в график, рис. 32.

Диаграмма изотермического превращения аустенита показывает, что наблюдается три различные зоны: перлитного (A_1—e), бейнитного (e—d) и мартенситного (ниже d) превращения (рис. 33). Уровни e и d (450 и 200° С соответственно) можно рассматривать как примерные интервалы температур, при которых: выше e — происходит диффузия атомов углерода и атомов металлов (железо), в интервале e—d имеет место диффузия углерода, но отсутствует диффузия железа (металлических атомов), ниже d — отсутствует диффузия углерода и железа (металлических атомов).

Линии GS и ES показывают концентрацию углерода в аустените, находящемся в равновесии с ферритом и цементитом соответственно. Следовательно, левее линии GG' насыщение переохлажденного аустенита углеродом меньше равно-

[1] Т—Т—Т по начальным буквам английских слов: Temperature (температура), Time (время), Transformation (превращение).

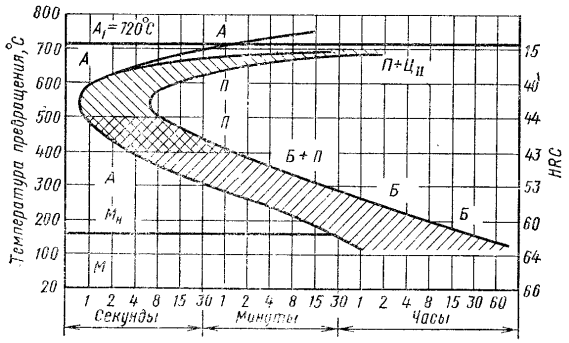


Рис. 32. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита. Сталь У12

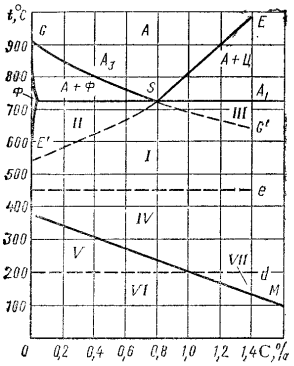


Рис. 33. Обобщенная диаграмма превращения переохлажденного аустенита

весного и превращение $A \rightarrow П$ должно начаться с выделения феррита, а правее EE' — аустенит пересыщен углеродом и началу $A \rightarrow П$ превращения предшествует выделение цементита (что показано, например, на рис. 33). Ниже линии $E'SG'$ превращение аустенита в структуру типа перлита происходит без выделения вторичных фаз. Наконец, на диаграмме проведена линия начала мартенситного превращения (M).

В зависимости от содержания углерода и температуры имеют место следующие превращения (рис. 33):

распад переохлажденного аустенита с выделением феррита до тех пор, пока состав аустенита не достигнет линии SE', после чего начнется собственно превращение $A \rightarrow П$ (область II);

распад переохлажденного аустенита с выделением цементита до тех пор, пока состав аустенита не достигнет линии SG', после чего начнется превращение $A \rightarrow П$ (область III);

распад аустенита на ферритно-цементитную структуру без предварительного выделения феррита или цементита (область I);

распад аустенита на структуру, состоящую из α-твердого раствора и цементита, имеющую игольчатое строение — бейнит (область IV);

превращение аустенита в мартенсит, а частично в бейнит; вслед за образованием мартенсита при повышенной температуре происходит его распад с выделением карбида (область V);

превращение аустенита в мартенсит (область VI);

аустенит сохраняется без превращения достаточно длительное время — область VII.

Согласно приведенной схеме, что и имеет место в действительности, чем больше степень переохлаждения, тем больше отличается концентрация эвтектоида от равновесной. Кроме того, чем ниже температура распада, тем дисперснее продукты превращения, измеряемые обычно расстоянием между пластинками цементита (межпластиночное расстояние) (рис. 34).

Феррит из аустенита может выделяться в интервале A_3—A_1 в виде обособленных зерен или в виде пластин (видманштеттовая структура) в очень крупном

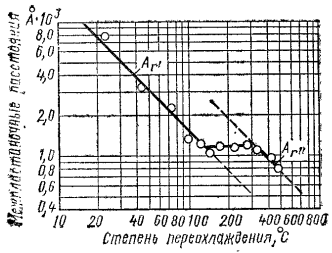


Рис. 34. Межпластиночное расстояние в перлите и бейните

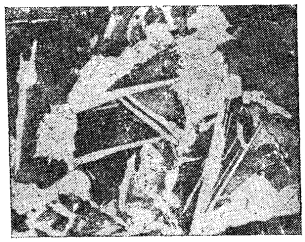


Рис. 35. Структура избыточного феррита (зернистые и «игольчатые» включения)

зерне при быстром охлаждении в интервале от A_3 — 50° С и до 600—550° С. На микроструктуре, показанной на рис. 35, виден полиэдрический и игольчатый феррит.

Образование видманштеттовых пластин не зависит от размера зерна, содержания углерода и скорости охлаждения и протекает по мартенситной реакции (атермической). Несмотря на предварительное диффузионное перераспределение углерода в аустените, цементит в области между линиями ES и SG' выделяется в виде сетки вокруг аустенита, претерпевающего затем перлитное или другое превращение.

Перлит может быть пластинчатым (рис. 36, I) или зернистым (рис. 36, II), что определяется тем — образовался ли он из однородного или неоднородного аустенита. В частности, в доэвтектоидной (заэвтектоидной) стали нагрев в первом случае должен быть выше Ac_3 (A_{cm}), а во втором ниже Ac_3 (A_{cm}). Дисперсность как пластинчатого, так и зернистого перлита определяется температурой превращения (рис. 36, а также рис. 34).

Важное значение для термической обработки имеет устойчивость переохлажденного аустенита, характеризуемая расположением кривой начала его превращения (см. рис. 32), в особенности в области температур минимальной устойчивости (на рис. 32 при 550° С).

Для образования мартенсита при закалке необходимо, чтобы в области минимальной устойчивости переохлажденного аустенита не произошло его превращение. Величина такой скорости охлаждения называется *критической скоростью закалки* (рис. 37).

Критическую скорость охлаждения уменьшают (соответственно углубляют закалку и позволяют использовать более мягкие закалочные среды) введением легирующих элементов (кроме Со), укрупнением зерна аустенита, повышением однородности аустенита.

Поскольку подлинно изотермический распад аустенита можно создать лишь для малых сечений образцов или для сталей с весьма устойчивым переохлажденным аустенитом, получили распространение так называемые анизотермические диаграммы превращения аустенита, когда фиксируются температура начала превращений и их природа при разных скоростях охлаждения, как это показано на рис. 38.

На рис. 39 приведены изотермическая и анизотермическая диаграммы превращений переохлажденного аустенита для одной марки стали с описанием их структур, твердости и скорости охлаждения.

Бейнитное превращение. На схеме образования структур (см. рис. 33) бейнитное превращение происходит, когда в заметном объеме нет диффузионного перераспределения атомов легирующих элементов и самодиффузии атомов железа, а диффузия атомов углерода может совершаться с достаточной полнотой. Другими словами, бейнитное превращение ограничивается уровнями температур e и d соответственно (приблизительно от 450 до 200° С)[1].

Механизм бейнитного превращения описывается следующим образом (рис. 40). При охлаждении ниже точки e в аустените происходит расслоение на области, богатые и бедные углеродом. В обедненном аустените вследствие повышения мартенситной точки образуется мартенсит, в котором происходит выделение (карбидов), так как температура процесса выше точки $M_н$ (начала мартенситного превращения).

В аустените, обогащенном углеродом, может сначала происходить выделение карбидов, в этом случае он значительно обедняется углеродом и точка $M_н$ повышается до температуры изотермической выдержки, и превращение происходит по указанной справа схеме на рис. 40.

Если обеднение углеродом менее значительно, мартенситное превращение наступит только при охлаждении до 20° С от температуры изотермической выдержки, а при еще меньшем обеднении углеродом или при отсутствии такового

[1] Обозначения e и d были впервые даны Д. К. Черновым [14]. Смысл, который придавал Д. К. Чернов явлениям ниже точки e и d, в современной трактовке соответствует сказанному выше на стр. 46.

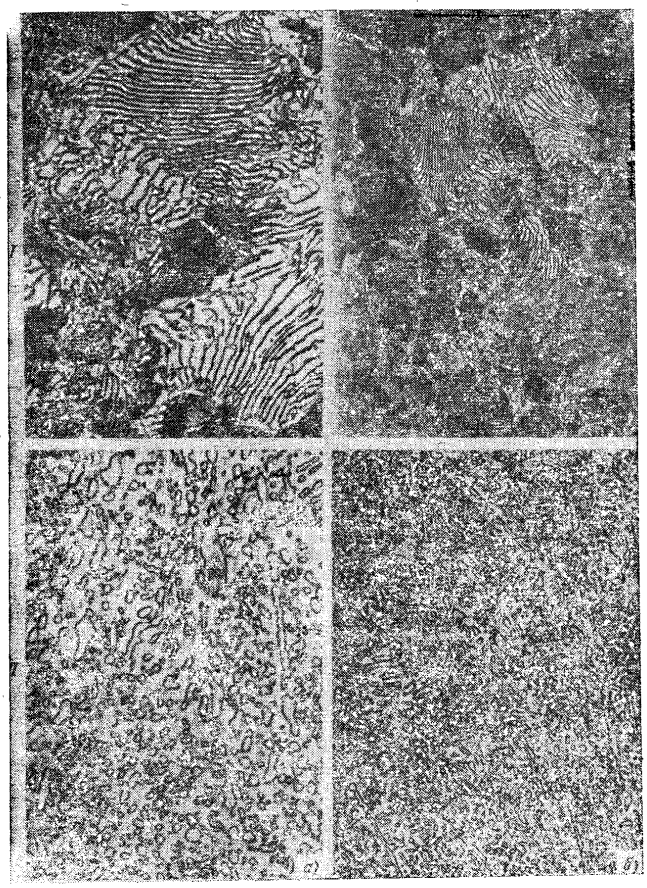


Рис. 36. Структура перлита. Сталь У8 (×500):
а — превращение при 710° С; *б* — превращение при 670° С; *I* — нагрев выше Ac_1, *II* — нагрев ниже Ac_1

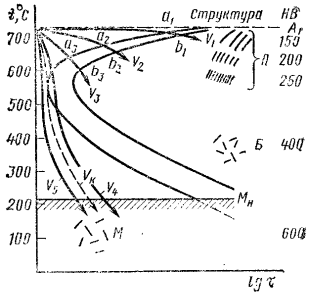


Рис. 37. Наложение кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита

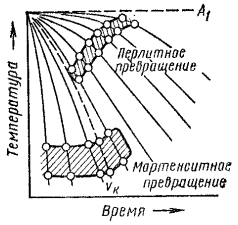


Рис. 38. Схема анизотермической (термокинетической) диаграммы превращения переохлажденного аустенита

этот аустенит не превращается ни при температуре изотермической выдержки, ни при охлаждении до 20° С.

В соответствии с рассмотренным бейнитное превращение в изотермических условиях не идет до конца (сохраняется высокоуглеродистый аустенит). Структура бейнита неоднородна и зависит от температуры изотермического превращения. Обычно различают верхний и нижний бейнит (рис. 41).

Мартенсит (или α-твердый раствор), образующийся в процессе бейнитного превращения, хотя и претерпевает отпуск, но все же полностью не освобождается от углерода. В нем сохраняется примерно 0,1—0,2% С.

Мартенситное превращение. Аустенит, переохлажденный до низких температур, теряет термодинамическую устойчивость, однако отсутствие диффузионной подвижности атомов углерода не позволяет осуществить превращение по перлитному или бейнитному механизму. Остается единственная возможность — мартенситное превращение, происходящее путем $\gamma \rightarrow \alpha$-перестройки без выделения углерода; последний остается в решетке α-железа (рис. 42):

$$Fe_\gamma(C) \rightarrow Fe_\alpha(C).$$

В зависимости от количества атомов углерода в решетке мартенсита растет параметр *с* и степень тетрагональности (отношение *c*/*a*) (рис. 43).

Мартенситное превращение наблюдается во многих сплавах. Но наибольшее техническое значение оно приобрело для сплавов железа с углеродом, т. е. для сталей, поэтому и его изученность в этих сплавах оказывается наиболее полной.

Для мартенситного превращения характерны следующие два признака:

а) превращение бездиффузионно и состоит только в перестройке решетки; состав исходной и образующейся фазы идентичен;

б) превращение состоит в кооперативном (одновременном) смещении атомных слоев при перестройке кристаллической решетки, что характеризуется появлением игольчатого вида микроструктуры (рис. 44, *а*) и возникновением на поверхности шлифа микрорельефа (рис. 44, *б*). Наличие обоих признаков обязательно. Если соблюдается только один, то превращение не может быть отнесено к классу мартенситных. Например, при обычном полиморфном превращении по диффузионному механизму в чистых металлах состав исходной и конечной фаз, разумеется, одинаков, а игольчатая структура и рельеф на поверхности не возникают. В случае бейнитного превращения или образования видманштеттового феррита получаются игольчатые структуры и рельеф на поверхности микрошлифа. Однако эти превращения требуют предварительного диффузионного перераспределения растворенных атомов углерода.

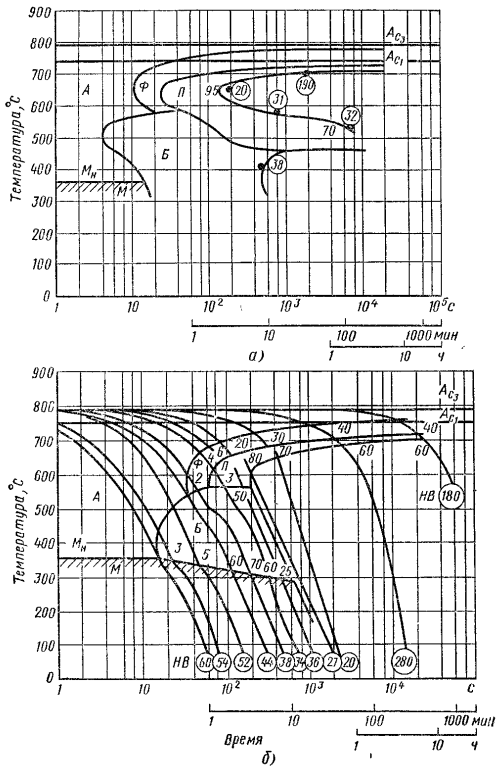


Рис. 39. Изотермическая (*а*) и анизотермическая (термокинетическая; *б*) диаграмма распада переохлажденного аустенита в стали 40Х

Мартенситное превращение начинается при определенной температуре $M_н$, лежащей приблизительно на 200°С ниже температуры термодинамического равновесия аустенит — мартенсит (T_0).

Превращение развивается в интервале температур и заканчивается в точке $M_к$, при которой сохраняется некоторое количество непревращенного (остаточного) аустенита.

Положение мартенситных точек $M_н$ и $M_к$ зависит от содержания углерода (рис. 45, *а*) и легирующих элементов.

Углерод снижает температуру $M_н$ и $M_к$. При содержании углерода более 0,6% температура $M_к$ снижается ниже 0°С, поэтому охлаждение ниже комнатной температуры (*обработка холодом*) приводит в этих сталях к дальнейшему течению мартенситной реакции и к уменьшению количества остаточного аустенита, которого при закалке с охлаждением до комнатной температуры сохраняется тем больше, чем выше содержание углерода (рис. 45, *б*).

Существуют два довольно различных по кинетике вида мартенситных превращений — атермический и изотермический[1]. Структура мартенсита после этих видов превращения различна.

Атермическое превращение. Температура превращения прямо связана с содержанием в стали углерода (рис. 45, *а*). Скорость охлаждения, размер зерна и некоторые другие факторы не влияют на положение точки $M_н$. Превращение начинается на некотором удалении от точки равновесия T_0, когда в решетке аустенита накопятся напряжения, достаточные для «опрокидывания» ее в решетку мартенсита. Приложение усилий извне и возникновение таким образом напряжений вызывают (но при температуре не выше T_0)[2] превращение $A \rightarrow M$. При этом образуется так называемый мартенсит деформации. Превращение развивается при понижении температуры путем образования новых и новых мартенситных пластин[3] без их подрастания.

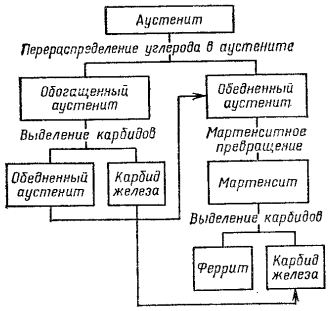


Рис. 40. Схема бейнитного превращения

Каждая мартенситная пластина возникает за очень малое время. По-видимому, время образования пластин мартенсита не уменьшается с понижением температуры[4]. Чем крупнее зерна аустенита, тем больше первая пластина мартенсита. При этом зерно аустенита делится пластинами как бы на «отсеки», внутри которых образуются мартенситные пластины в виде «молний» или «зигзагов» (рис. 46, *а*). Характерно взаимное расположение пластин мартенсита под углом 60 и 120° и наличие в середине пластины разделительной плоскости (так называемый мидриб).

Изотермическое превращение. Превращение развивается путем зарождения и роста кристаллов мартенсита с измеримой скоростью, зависящей от температуры. Суммарная скорость превращения (время развития превращения до определенной стадии) изображается обычного вида диаграммой изотермического превращения аустенита (рис. 47). Начало превращения зависит от скорости охлаждения. Превращение может быть подавлено быстрым охлаждением, и переохлажденный таким образом аустенит будет претерпевать превращение при отогреве.

Микроструктура изотермического мартенсита имеет «перистый» вид и существенно отличается от микроструктуры атермического мартенсита (см. рис. 46, *б*). Итоги исследования предс-авлены в табл. 4.

Развитие той или иной кинетики мартенситного превращения определяется взаимным расположением интервала $M_н - M_к$ и интервала, где реализуется изотермическое образование мартенсита (рис. 48).

---

[1] Основные закономерности кинетики атермического мартенситного превращения установлены С. С. Штейнбергом, 30-е годы [15], а изотермического — Г. В. Курдюмовым, 50-е годы [8].

[2] В литературе иногда указывается еще и мартенситная точка M_D. Выше M_D деформация не вызывает образование мартенсита. Точка M_D совпадает с точкой T_0.

[3] Мартенситная пластина имеет в плоскости шлифа вид иглы. Обнаружен редкий случай, когда пластина лежит в плоскости шлифа, тогда она имеет вид «блина» [5].

[4] Практически это невозможно точно установить. Р. Бунш и Р. Мел (1953 г.), равно как А. Н. Алфимов и А. П. Гуляев (1954 г.), указали лишь, что время образования отдельных пластин мартенсита менее $1 \cdot 10^{-7}$ с. Образование видманштеттовых ферритных пластин происходит по механизму, весьма близкому к атермическому мартенситному, поскольку начало превращения не зависит от скорости охлаждения и размера зерен (А. П. Гуляев и М. А. Гузовская, 1977). Тем не менее рост видманштеттовых пластин происходит достаточно медленно (0,2 мкм/с) и не зависит от температуры. Эти данные позволяют утверждать, что собственно скорость роста мартенситных кристаллов при атермическом превращении не зависит от температуры.

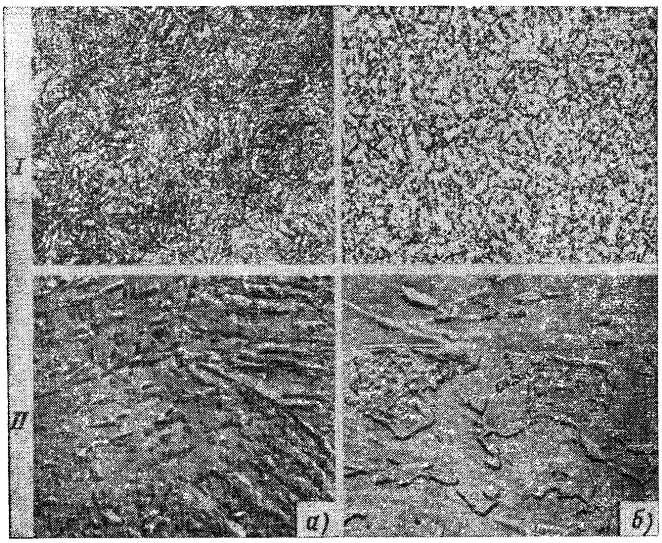


Рис. 41. Структура верхнего (*а*) и нижнего (*б*) бейнита:
I — ×500; *II* — ×7000

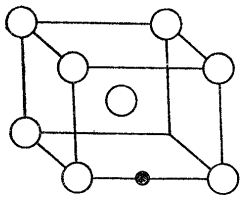


Рис. 42. Кристаллическая ячейка мартенсита (○ — атомы Fe, ● — атомы C)

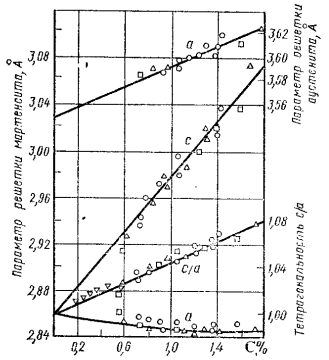


Рис. 43. Зависимость периодов кристаллической решетки мартенсита от содержания углерода

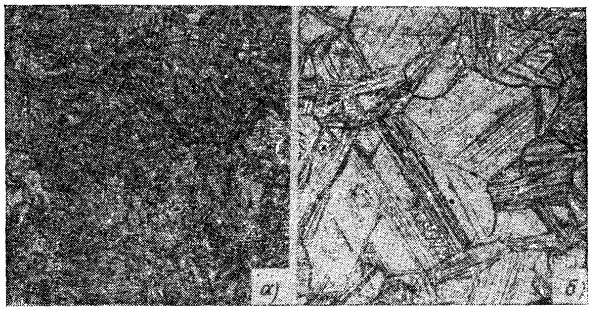
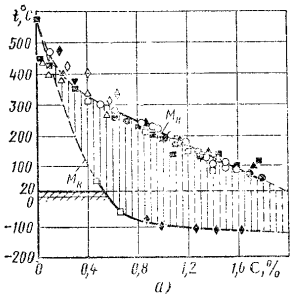


Рис. 44. Микроструктура мартенсита (*а*) и микрорельеф на поверхности шлифа при образовании мартенсита (*б*), ×200



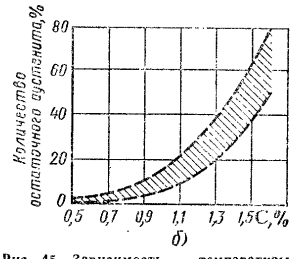


Рис. 45. Зависимость температуры точек $M_н$ и $M_к$ (*а*) и количества остаточного аустенита (*б*) от содержания углерода

Таблица 4. Влияние различных факторов на кинетические характеристики атермического и изотермического мартенситного превращения

Внешние факторы	Кинетический показатель	Мартенситное превращение	
		атермическое	изотермическое
Увеличение скорости охлаждения	Положение точки $M_н$	Не влияет	Понижает
Понижение температуры	Скорость роста мартенситного кристалла	»	»
Напряжение	Скорость (степень) превращения	Увеличивает	Уменьшает
Увеличение размера зерна	Положение точки $M_н$	Не влияет	Понижает

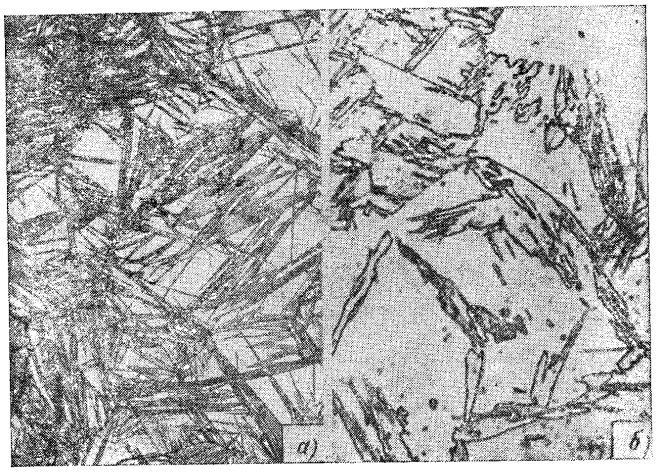


Рис. 46. Микроструктура атермического (*а*) и изотермического (*б*) мартенсита. ×500

Если температурный интервал атермического мартенситного превращения $M_н$ — $M_к$ находится выше области, где может происходить изотермическое образование мартенсита, то образуется атермический мартенсит (рис. 48, *а*)[1]. Наиболее частый и практически важный для стали случай, когда при любом достаточно быстром охлаждении (т. е. более $v_к$) превращение начинается в точке $M_н$ образованием атермического мартенсита. Выдержка при охлаждении в интервале $M_н$—$M_к$ может привести к образованию изотермического мартенсита.

Если интервал $M_н$—$M_к$ области изотермического образования расположен ниже С-образной кривой мартенсита (рис. 48, б), то атермическое превращение реализуется лишь при быстром охлаждении, обеспечивающем подавление изотермического мартенситного превращения. При других условиях охлаждения (медленное охлаждение, выдержка выше $M_н$) будет происходить изотермическое образование мартенсита.

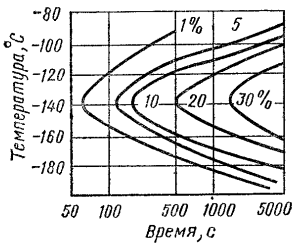
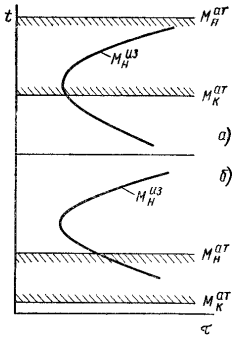


Рис. 47. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита в мартенсит в стали с 23% Ni и 3,6% Mn

При нагреве выше T_0 может осуществиться так называемое обратное мартенситное превращение $M \rightarrow A$ по сдвиговому бездиффузионному механизму, наблюдаемое в безуглеродистых сплавах железа, в некоторых цветных металлах. В обычных углеродсодержащих сталях обратное мартенситное превращение не наблюдается, так как при нагреве происходит отпуск (распад) мартенсита.

[1] Изотермический мартенсит называют иногда массивным или реечным, а атермический — двойниковым.

Рис. 48. Схема возможных кинетических вариантов мартенситных превращений



В некоторых сталях (например, железомарганцевых сталях с 12—17% Mn) образование α-мартенсита (тетрагонального) протекает через промежуточную гексагональную ε-фазу. В этом случае превращение протекает по следующей схеме: $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$. Наконец, в некоторых редких по составу высоколегированных железных сплавах Л. И. Лысак и Б. И. Николин [9] обнаружили и другие промежуточные мартенситные фазы: ε′ — с ромбоэдрической структурой и χ′ — мартенсит с объемно-центрированной тетрагональной решеткой и параметрами, отличными от решетки α-мартенсита. Возможна такая последовательность превращений $\gamma \rightarrow \varepsilon' \rightarrow \varepsilon \rightarrow \chi' \rightarrow \alpha$. Эти промежуточные превращения следует рассматривать как особые, исключительные случаи. Чаще всего происходит непосредственный переход $\gamma \rightarrow \alpha$, т. е. мартенситное превращение.

10. ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОТПУСКЕ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

Нагрев закаленной стали со структурой, состоящей из мартенсита и остаточного аустенита, приводит к разнообразным превращениям. В углеродистой стали, не содержащей легирующих элементов, эти превращения заключаются: а) в перераспределении концентрации углерода в α-твердом растворе (мартенсите) с образованием областей, богатых и бедных углеродом; б) в выделении высокоуглеродистой, низкотемпературной карбидной фазы в начале высокой дисперсности, когерентно связанной с матрицей, с кристаллической решеткой, отличной от цементита, и с последующим нарушением когерентности вследствие превращения ε-карбида в цементит и его коагуляцией; в) в превращении остаточного аустенита по механизму, близкому к бейнитному; г) релаксации напряжений и рекристаллизации α-матрицы.

Процесс перераспределения концентрации углерода и образование обедненных и обогащенных участков в мартенсите протекает одновременно с начальным этапом процесса выделения ε-карбида, когда вокруг выделившейся частицы в обогащенной области образуется зона обеднения.

Этот процесс можно характеризовать временем полураспада (что соответствует уже явному замедлению указанных процессов), при котором в α-твердом растворе (мартенсите) сохраняется половина общего содержания углерода. Это время тем меньше, чем выше температура. Время полураспада мартенсита в стали с 1,4% С при отпуске приведено ниже.

Температура отпуска, °С	0	20	40	60	80	100	120	140	160
Время	340 лет	6,4 года	2,5 мес.	3 дня	7 ч. 50 мин	50 мин	8 мин	2,3 мин	45 с

При низких температурах отпуска карбиды выделяются в виде тонких пластин, сохраняющих когерентность с матричной фазой до 350—450° С. Кристаллическое строение и состав этого низкотемпературного карбида окончательно не установлены из-за его высокой дисперсности и деформации решетки, которая когерентно связана с решеткой α-фазы. По-видимому, этот карбид (ε) имеет гексагональную кристаллическую решетку с содержанием углерода, отвечающим формуле Fe_2C. Если образуется именно такой карбид, то его превращение в цементит

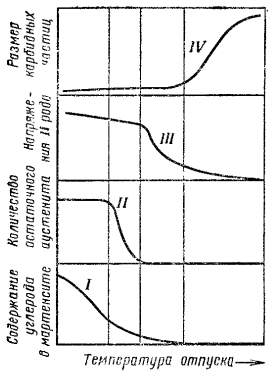


Рис. 49. Схема, иллюстрирующая основные процессы, совершающиеся при отпуске:

I—IV — первое — четвертое превращения при отпуске соответственно

($\varepsilon \rightarrow Fe_3C$) совпадает со срывом когерентности, что происходит в интервале температур 350—450° С.

Дальнейшее повышение температуры приводит к коагуляции и коалесценции частиц цементита — к их округлению и укрупнению.

Остаточный аустенит при отпуске мартенсита в углеродистых сталях претерпевает распад в интервале температур 200—300° С по механизму, аналогичному бейнитному, но протекающему быстрее.

Релаксация напряжений в α-твердом растворе, залечивание различных дефектов строения, уменьшение плотности дислокаций становится возможным при достаточно высокой температуре отпуска уже после нарушения когерентности на границе карбид—матрица.

При некотором упрощении все процессы, происходящие при отпуске, можно разделить на четыре типа, каждый из которых, хотя и протекает в широком интервале температур отпуска, имеет наибольшую интенсивность в определенном интервале. В связи с этим иногда неправильно считать, что превращения при отпуске при повышении температуры следуют одно за другим, т. е. после завершения первого превращения следует второе и т. д.

Первое превращение при отпуске (до 150° С) заключается в перераспределении концентрации углерода в α-твердом растворе с образованием ε-карбида. Степень превращения количественно характеризуется содержанием углерода в решетке мартенсита. Интенсивность процесса тем больше, чем выше температура. При температуре 150° С в α-твердом растворе (при обычных продолжительностях отпуска) сохраняется около 0,2—0,3% С. Повышение температуры ведет к дальнейшему обеднению мартенсита углеродом. (Равновесная концентрация углерода в α-твердом растворе достигается при отпуске выше 600° С — рис. 49).

Распад остаточного аустенита — *второе превращение* — практически полностью протекает в углеродистой стали в интервале температур 200—300° С.

Процессы нарушения когерентности на границе карбиды — α-твердый раствор происходят из-за карбидного превращения. Снятия напряжений, начало рекристаллизации и залечивание дефектов начинаются при 300° С и отвечают *третьему превращению*. После более или менее полного завершения этих процессов наблюдается наиболее сильное изменение свойств в районе 450° С (точка *е* — Черинова) и значительное изменение объема. При дальнейшем повышении температуры (свыше 450° С) после окончания третьего превращения происходит коагуляция карбидных частиц (*четвертое превращение*).

Поскольку все превращения, происходящие при отпуске, являются диффузионными, ускорение нагрева смещает их границы к более повышенным температурам.

11. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРУ И ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ

Вопрос о влиянии легирования на фазовые и структурные превращения, происходящие в стали при термической обработке, здесь рассматривается кратко и лишь в самых общих чертах (подробнее см. [1, 4, 10, 12 и др.]).

Для изучения равновесных состояний в легированных сталях следует пользоваться тройными (Fe—C — л. э.) и более сложными системами, содержащими два и более легирующих элементов (л. э.).

Легирующие элементы уменьшают эвтектоидную концентрацию (рис. 50) и изменяют температуру эвтектоидного превращения в зависимости от того, расширяют они или сужают γ-область в бинарной системе Fe — л. э.

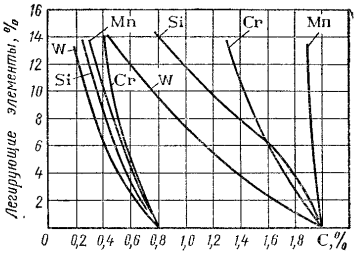


Рис. 50. Влияние легирующих элементов на концентрацию углерода в эвтектоиде

Легирующие элементы, вводимые в стали в зависимости от их взаимодействия с углеродом, подразделяют на карбидообразующие и некарбидообразующие. К первым относятся все элементы, расположенные в периодической системе элементов левее железа (на рис. 51 они обведены рамкой). Правее железа располагаются элементы, не образующие карбидов. Первые, как и вторые, легирующие элементы растворяются в α- или γ-фазах, однако содержание карбидообразующих элементов в этих фазах меньше, чем вводимое в сталь, так как определенное их количество связывается с углеродом.

Растворение элементов в α- и γ-фазах ведет к изменению периода решетки. Элементы с большим атомным радиусом его увеличивают (W, Mo, U, Ti и др.), с меньшим (Si) уменьшают. При близости атомных размеров (Mn, Ni, Cr) периоды решетки изменяются слабо.

Прочность феррита изменяется пропорционально его периоду решетки. Причем одинаковому его изменению отвечает одинаковое упрочнение. Уменьшение периода решетки ведет к большему упрочнению, чем его увеличение.

Карбиды в легированных сталях являются твердыми растворами на основе того или иного соединения Fe_3C, Mn_3C, Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$, Fe_3Mo_3C, Fe_3W_3C, Mo_2C, W_2C, WC, VC, TiC, NbC, TaC, Ta_2C, ZrC.

В легированных сталях можно выделить две группы карбидов. Группа I: M_3C, $M_{23}C_6$, M_7C_3, M_6C и группа II: MC, M_2C.

Карбиды I группы имеют сложную кристаллическую решетку и при соответствующем нагреве достаточно хорошо растворимы в аустените.

Карбиды II группы имеют простую кристаллическую решетку, но растворяются в аустените лишь частично и при очень высокой температуре.

Нагрев легированных сталей приводит при соответствующей температуре (выше A_1) к образованию аустенита. Но в легированных сталях, содержащих

I	1 H															2 He
II	3 Li	4 Be	5 B	6 C									7 N	8 O	9 F	10 Ne
III	11 Na	12 Mg	13 Al	14 Si									15 P	16 S	17 Cl	18 Ar
IV	19 K	20 Ca	21 Sc	22 Ti	23 V	24 Cr	25 Mn	26 Fe	27 Co	28 Ni	29 Cu	30 Zn	31 Ga	32 Ge	33 As	34 Se	35 Br	36 Kr
V	37 Rd	38 Sr	39 Y	40 Zr	41 Nb	42 Mo	43 Tc	44 Ru	45 Rh	46 Pd	47 Ag	48 Cd	49 In	50 Sn	51 Sb	52 Te	53 I	54 Xe
VI	55 Cs	56 Ba	57-71 РЗЭ	72 Hf	73 Ta	74 W	75 Re	76 Os	77 Ir	78 Pt	79 Au	80 Hg	81 Tl	82 Pb	83 Bi	84 Po	85 Rn	86 At
VII	87 Fr	88 Ra	89-102 Ac															
	Ia	IIa	IIIa	IVa	Va	VIa	VIIa	VIIIa			Ib	IIb	IIIb	IVb	Vb	VIb	VIIb	VIIIb

Рис. 51. Периодическая система элементов

карбидообразующие элементы, при достаточном количестве углерода, имеется карбидная фаза, которая в зависимости от ее природы полностью или частично переходит в γ-твердый раствор при более высоких температурах. Наличие наряду с аустенитом нерастворившейся карбидной фазы (а также нитридной, карбонитридной, оксидной и др.) задерживает рост аустенитного зерна.

Легирующие элементы существенно изменяют кинетику и характер превращения переохлажденного аустенита, поскольку при легировании могут образовываться новые фазы и кинетика становится зависимой еще и от диффузионной способности атомов л. э., которая обычно меньше, чем у железа.

Чтобы понять многообразие влияния л. э. на кинетику превращения переохлажденного аустенита, рассмотрим типичные диаграммы изотермического распада аустенита в легированных сталях.

На рис. 52, *а* представлена диаграмма изотермического превращения аустенита углеродистой стали или стали, легированной небольшим количеством некарбидообразующих элементов, на рис. 52, б — диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита в стали, легированной карбидообразующими элементами. Для этой диаграммы характерно разделение по температуре интервалов перлитного и бейнитного превращений, между которыми имеется область высокой устойчивости аустенита.

На диаграмме изотермического превращения переохлажденного аустенита для легированной низкоуглеродистой (0,20—0,25% С) стали (рис. 52, б) бейнитное превращение в отличие от стали высокоуглеродистой (рис. 52, *г*) идет быстрее перлитного и область бейнитного превращения смещена влево. Если в первом случае бейнитное превращение может быть реализовано лишь путем изотермической закалки, то во втором случае оно может быть получено и при охлаждении с определенной скоростью.

При весьма высоком содержании легирующих элементов и углерода бейнитное превращение на диаграмме изотермического превращения переохлажденного аустенита может отсутствовать (рис. 52, *д*).

При высоком содержании некарбидообразующих элементов и низком содержании углерода, напротив, перлитное превращение полностью отсутствует (рис. 52, *в*), и тогда говорят о том, что сталь не отжигается.

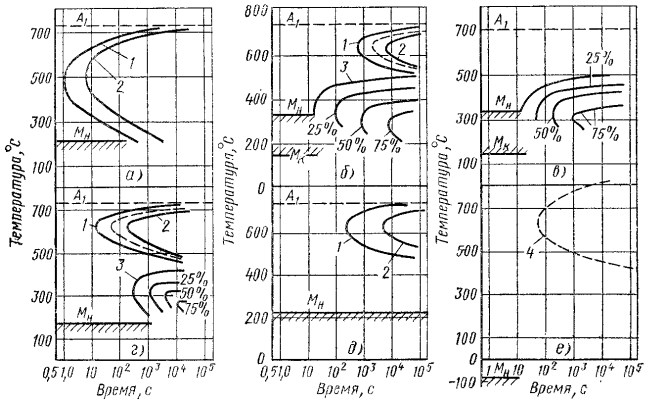


Рис. 52. Основные виды диаграмм изотермического распада переохлаждённого аустенита в легированных сталях:

1 — начало превращения; *2* — конец перлитного превращения; *3* — начало промежуточного превращения; *4* — начало выделения карбидов

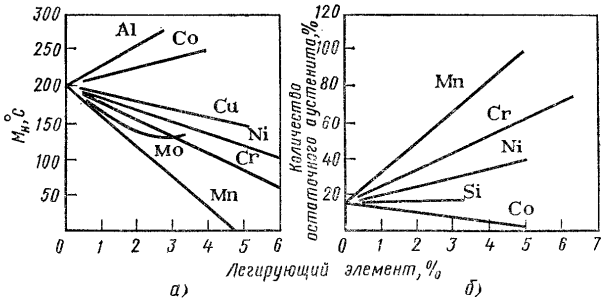


Рис. 53. Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения и количество остаточного аустенита. Сталь с 1% С (по данным В. Д. Садовского и др.)

Если сталь имеет аустенитную структуру при всех температурах и не претерпевает $\gamma \rightarrow \alpha$-фазового превращения (рис. 52, *е*), то можно (при наличии углерода) путем высокого нагрева растворить карбиды, а затем их выделить, например, при последующем отпуске. Скорость этого последнего процесса происходит с различной интенсивностью в зависимости от температуры.

Сколь бы не было сложно и разнообразно влияние легирующих элементов на превращение переохлажденного аустенита, в подавляющем большинстве случаев они сдвигают область минимальной устойчивости аустенита в области перлитного превращения вправо, и поэтому уменьшают критическую скорость закалки и увеличивают прокаливаемость. Во многих легированных сталях, как уже указывалось выше, области бейнитного и перлитного превращения разделены. Это является характерным признаком легированных сталей. Легирующие элементы, как правило, ускоряют бейнитное превращение. Подобное различное влияние легирующих элементов на перлитное и бейнитное превращения обусловлено тем, что для первого необходима диффузия л. э. для образования соответствующих карбидных фаз, скорость которой замедлена, тогда как для бейнитного превращения, протекающего ниже точки *е* (см. рис. 33), не требуется диффузионного перемещения атомов л. э, тем более что в бейните состав карбидов и матрицы (α-фаза) по содержанию л. э. одинаков и резко различен в перлите.

Введение л. э. в сталь (за исключением кобальта) снижает температуру начала и конца мартенситного превращения ($M_н$ и $M_к$), что сказывается на кинетике мартенситного превращения и количестве остаточного аустенита (рис. 53).

При снижении мартенситной точки до 0° С и ниже сталь не претерпевает превращения $A \rightarrow M$, и закалка фиксирует аустенитную структуру. Теперь сталь следует отнести к аустенитному классу.

Для развития превращений при отпуске необходимы диффузионные перемещения атомов л. э. В связи с этим л. э. замедляют или соответственно повышают температурные границы указанных выше превращений, но не оказывают существенного влияния на первое превращение, для развития которого требуется только диффузия атомов углерода.

При высоком содержании карбидообразующих л. э., например в быстрорежущих сталях, при отпуске образуются специальные карбиды (см. выше стр. 57), но при температурах выше 500—550° С.

При низком отпуске, отвечающем превращению мартенсита, тетрагональность его решетки убывает за счет выделения ε-карбида, содержащего л. э. в том же количестве, что и в исходном мартенсите. Второе превращение, связанное с образованием бейнита из остаточного аустенита, отсутствует, а третье выражено слабо. Начиная с температуры примерно 500° С, ранее образовавшийся карбид цементитного типа растворяется и из α-твердого раствора выпадает легированный или

специальный карбид. Возможен и другой путь образоваиия специальных карбидов, когда в результате диффузии в цементит атомов легирующих элементов происходит перестройка его решетки. Структура такой стали после отпуска при 500—550° С состоит из α- и γ-твердых растворов и специального карбида. Выделение карбида из γ-фазы начинается немного позже (выше приблизительно 550° С), и тогда обедненная углеродом и л. э. γ-фаза, хотя и сохраняет при температурах 550—650° С высокую устойчивость, при охлаждении превращается по мартенситному механизму (явление вторичной закалки).

12. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА, НЕ ИСПЫТЫВАЮЩИХ ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

При отсутствии фазовых превращений закалка сплава возможна при наличии переменной растворимости второй фазы (рис. 54).

Для растворения избыточных кристаллов A_nB_m сплав нагревается выше линии FD и быстро охлаждается с целью предотвращения их обратного выделения. При этом получается пересыщенный твердый раствор. Последующий нагрев приводит к выделению второй фазы (часто через ряд промежуточных стадий), возникает упрочнение, степень которого зависит от количества выделений и их дисперсности.

Переменная растворимость углерода в α-железе (см. рис. 5) приводит к тому, что нагрев ниже температуры Ac_1 вызывает растворение третичного цементита (а также нитридов и оксидов, содержащихся в небольшом количестве в промышленных сталях) и получение после быстрого охлаждения пересыщенного α-твердого раствора.

Закалка из-за малого пересыщения α-твердого раствора углеродом (азотом, кислородом) не дает существенного изменения свойств, однако при последующем невысоком нагреве (200—300° С) преимущественно по границам зерен выделяются дисперсные карбиды (нитриды, оксиды), которые, не повышая прочность и твердость, вызывают заметное охрупчивание металла, усиливающееся пластической деформацией при закалке металла. Описанное явление, именуемое старением или деформационным старением, наблюдается в низкоуглеродистых сталях (менее 0,1% С) и ведет к снижению пластичности; его стремятся избежать тем или иным способом.

В низкоуглеродистых сталях при определенных и довольно высоких содержаниях легирующих элементов можно получить так называемые аустенитные (рис. 55, *а*) или ферритные (рис. 55, *б*) стали, имеющие структуру аустенита или феррита и не претерпевающие фазовых превращений. Однако эти стали могут иметь

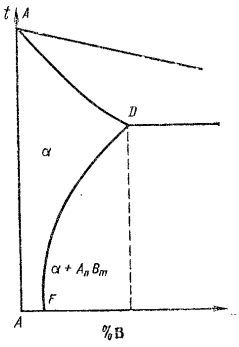


Рис. 54. Диаграмма с переменной растворимостью компонента B

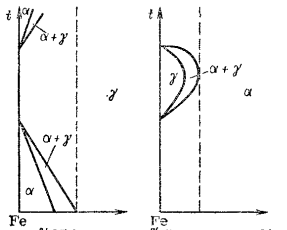


Рис. 55. Диаграмма состояния (схема) железо — легирующий элемент:
а — аустенитообразующий элемент; *б* — ферритообразующий элемент

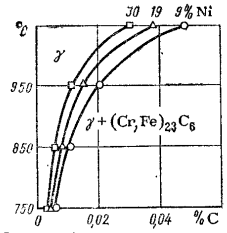


Рис. 56. Растворимость карбида $(Cr, Fe)_{23}C_6$ в аустенитной хромоникелевой коррозионно-стойкой стали

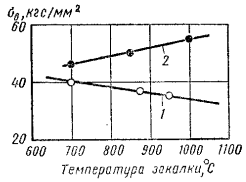


Рис. 57. Прочность ферритной (20% Cr) стали в зависимости от температуры закалки:
1 — высокочистая сталь (вакуумированная выплавка); *2* — сталь обычной чистоты (открытая выплавка)

остаточный углерод (азот, кислород), который при определенных условиях создает эффект дисперсионного упрочнения.

Растворимость углерода, азота, кислорода — элементов, ответственных за дисперсионное твердение, в высоколегированных сталях невелика и тем меньше, чем больше степень легирования. Так, в хромоникелевой аустенитной коррозионно-стойкой стали 12Х18Н9 растворимость углерода при 1050° С достигает всего лишь 0,05% и уменьшается с увеличением содержания никеля (рис. 56).

На рис. 57 показано, что закалка стали ферритного класса Х20 обычной чистоты (т. е. содержащий некоторое количество углерода в виде карбида) ведет к увеличению прочности и тем большему, чем выше была температура закалки (несмотря на рост зерна). Очевидно, это происходит в результате выделения дисперсных карбидов из-за недостаточно интенсивного охлаждения при закалке. В той же стали, но высокочистой, не содержащей карбидной фазы, нагрев вызывает только рост зерна, и чем крупнее зерно, тем меньше твердость.

Таким образом, в ферритных, а также в аустенитных высоколегированных сталях при наличии некоторого количества углерода (в обычных сталях ~0,05—0,10%) можно соответствующей термической обработкой вызвать эффект дисперсионного твердения, но он, как правило, не велик и редко используется для целей упрочнения. Однако только закалка, без последующего старения, для таких сталей имеет применение для других целей — чаще всего для повышения коррозионной стойкости.

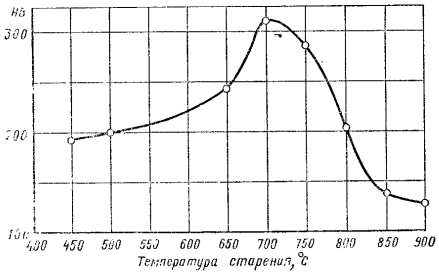


Рис. 58. Твердость стали 10Х11Н20Т3Р в зависимости от температуры старения (τ = 50 ч). Упрочнение в результате выделения интерметаллида Ni_3Ti (γ′-фаза)

В некоторых низкоуглеродистых высоколегированных сплавах на основе железа избыточной фазой может быть интерметаллид — соединение железа с легирующим элементом: количество этой фазы, выделившейся в дисперсном виде, после соответствующей обработки (закалка + старение), может быть очень велико (до 30—50% по объему), что и вызывает интенсивное упрочнение (рис. 58).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Бейн Э.** Влияние легирующих элементов на свойства стали/Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1945. 300 с.
2. **Блантер М. Б.** Фазовые превращения при термической обработке стали. М.: Металлургиздат, 1962. 286 с.
3. **Бочвар А. А.** Основы термической обработки сплавов. М.: ГОНТИ, 1931. 280 с.
4. **Гудремон Э.** Специальные стали/Пер. с нем. М.; Металлургиздат, т. I, 1959, т. II, 1960. 1638 с.
5. **Гуляев А. П., Петунина Е. В.** Металлографическое исследование превращения аустенита в мартенсит. М.: Машгиз, 1952. 90 с.
6. **Гуляев А. П.** Термическая обработка стали. М.: Машгиз, 1960. 495 с.
7. **Гуляев А. П.** Металловедение, 5-е изд. М.: Металлургия, 1977. 646 с.
8. **Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И.** Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 237 с.
9. **Лысак Л. И., Николин Б. И.** Физические основы термической обработки стали. Киев.: Техника, 1975. 303 с.
10. **Меськин В. С.** Основы легирования стали. М.: Металлургия, 1964. 684 с.
11. **Новиков И. И.** Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 400 с.
12. **Попов А. А., Попова Л. Е.** Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Справочник. М.: Металлургия, 1965. 495 с.
13. **Тыркель Е.** История развития диаграммы железо — углерод/Пер. с польск. М.: Машиностроение, 1968. 277 с.
14. **Чернов Д. К.** Сталелитейное дело. Литографированное издание. С.-Петербург. 1898. 272 с. См. Д. К. Чернов и наука о металлах. Л. — М., Металлургиздат, 1950. 406—551 с.
15. **Штейнберг С. С.** Термическая обработка стали. Свердловск — Москва.: Металлургиздат, 1945. 155 с.
16. **Штейнберг С. С.** Металловедение/Под ред. И. Н. Богачева и В. Д. Садовского. Свердловск.: ГНТИ, 1961. 598 с.
17. **Schumann H.** Metallographie, 9 ausg. VEB, Leipzig, 1974. 608 S.

Глава 3

ОБЩИЕ ПРИНЦИПЫ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

1. ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Качество, эксплуатационная надежность промышленных изделий — машин, механизмов, приборов и пр. — находятся в непосредственной зависимости от соответствующих свойств их элементов — деталей, соединений и узлов. Конструкционные свойства последних связаны, в свою очередь, со свойствами материала. Статическая и динамическая прочность, сопротивление хрупкому разрушению, задиро- и износостойкость, сопротивление усталостному разрушению, физические, коррозионные и прочие свойства материала принадлежат к числу основных факторов, определяющих надежность и долговечность машин.

Для современного машиностроения и других отраслей металлообрабатывающей промышленности характерны высокие требования к свойствам материалов,

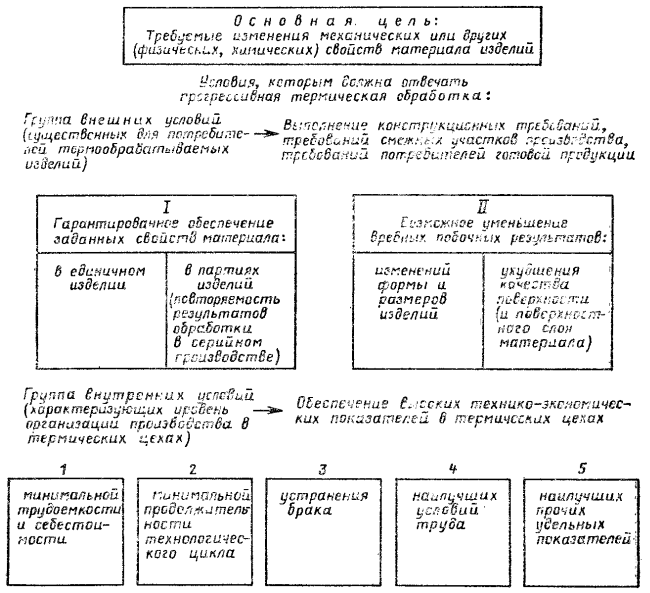


Рис. 1. Общие задачи термической обработки в производственном процессе

обусловленные возрастающей интенсивностью нагружения машин при одновременной тенденции к уменьшению массы. Во многих случаях характеристики массы приобретают решающее значение.

Этим высоким требованиям лишь в редких случаях могут отвечать неупрочненные материалы. Основная часть ответственных конструкционных элементов нуждается в упрочнении, поэтому процессы упрочняющей обработки принадлежат к числу важнейших разделов технологии изготовления машин.

Номенклатура упрочняемых изделий чрезвычайно широка — от мелких деталей прецизионных приборов до крупнейших отливок и поковок энергетического, металлургического, транспортного оборудования.

В настоящей главе приведены справочные данные, относящиеся к общим вопросам технологии термической обработки. Основные задачи технологии термической обработки представлены на схеме рис. 1.

Главная цель термической обработки изделий (заготовок, деталей, узлов), поступающих в термический цех, состоит в получении необходимых свойств материала. При этом геометрические параметры изделий (форма, размеры, состояние поверхности) должны по-возможности сохраняться неизменными, не говоря уже о сохранении сплошности материала.

Качество термической обработки, таким образом, определяют следующие основные критерии:

обеспечение требуемых свойств материала;

сведение к минимуму побочных (сопутствующих) явлений — изменения прочих параметров предмета производства;

обеспечение высоких технико-экономических показателей термического передела.

При незначительных затратах на термическую обработку (обычно не превышающих 2—4% полной себестоимости) результаты ее могут оказывать большое влияние на трудоемкость и стоимость работ на смежных участках производства. В зависимости от этих результатов упомянутые производственные показатели могут изменяться до 3—5 раз и более.

2. КЛАССИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССОВ И СПОСОБОВ ВЫПОЛНЕНИЯ ОПЕРАЦИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

При разработке технологических процессов часто характерной является многовариантность возможных решений, каждое из которых предположительно удовлетворяет техническим требованиям к изделию. Сопоставление вариантов по критериям ожидаемого качества изделий, производительности и рентабельности, выбор и стандартизация решения, наилучшего для конкретных производственных условий, — необходимый этап обеспечения высокой эффективности производства.

При выполнении подобного системного анализа необходимо упорядочение каждой из входящих подсистем, в том числе:

классификация обрабатываемых изделий;

классификация технологических процессов и операций (в данном случае — термической обработки).

Классификация процессов и операций, произведенная на научной основе, образует массив упорядоченной информации; путем последовательной детализации эта информация может быть доведена, при необходимости, до любых технологических подробностей. Включаемые в нее сведения должны быть свободны от недостаточно достоверных, дублирующих и иных нерекомендуемых к промышленному использованию данных. Подготовленная для адекватной передачи информация кодируется; таким образом наилучшие технологические данные могут вводиться в системы автоматизированного проектирования и управления производством.

При этой процедуре необходима соответствующая унификация ряда технологических понятий и терминов.

В справочнике применяются следующие общие понятия и термины.

Классификационные подразделения

Отрасли технологии — соответственно отраслям промышленности: металлургическая технология, технология машиностроения, технология приборостроения и т. д.

Разделы технологии машиностроения — технология термической обработки (термическая обработка); соответственно — технология литья и пр.

Подразделы — термическая обработка стали (соответственно — чугуна, сплавов разных видов и т. п.).

Роды термической обработки: собственно термическая обработка, химико-термическая обработка и др.

Виды термической обработки: отжиг, закалка, отпуск и др.

Подвиды (если их различают): закалка с полиморфным превращением, то же — без полиморфного превращения и др.

Разновидности термической обработки: многочисленные подразделения (варианты) видов термической обработки.

Продукция

Предмет производства — материал, заготовка, изделие или его составная часть, находящиеся в стадии формообразования, обработки, сборки или контроля при выполнении технологического процесса или операции (ГОСТ 22954—78).

Заготовка — предмет производства, из которого изменением формы, размеров, чистоты поверхности и свойств материала изготовляют деталь или неразъемную сборочную единицу (ГОСТ 22954—78).

Партия продукции — совокупность единиц однородной продукции, обработанная одновременно или последовательно в течение определенного интервала времени в одних и тех же условиях (в соответствии с ГОСТ 15895—77).

Свойство продукции — объективная особенность продукции, проявляющаяся при ее создании, эксплуатации или потреблении.

Качество продукции — совокупность свойств продукции, обусловливающих ее пригодность удовлетворять определенные потребности в соответствии с ее назначением.

Показатель качества продукции — количественная характеристика свойств продукции, входящих в состав ее качества, рассматриваемая применительно к определенным условиям ее создания и эксплуатации или потребления.

Производство

Обработка — заданное изменение формы, размеров, чистоты поверхности и (или) свойств предмета производства при выполнении технологического процесса.

Производственный процесс — совокупность совместных действий исполнителей и средств производства, в результате которых из исходных материалов, заготовок и составных частей получают продукцию определенного назначения (ГОСТ 16949—71).

Технологический процесс — часть производственного процесса, содержащая действия по изменению и последующему определению состояния предмета производства.

Технологическая операция (рис. 2) — законченная часть технологического процесса термической обработки, ограниченная промежутками времени, в продолжении которых предмет производства не подвергается тепловым воздействиям, т. е. находится при атмосферной или близкой к ней температуре, может храниться, подвергаться транспортированию, механической обработке, контролю и пр.

Технологический переход — законченная часть (элемент) технологической операции термической обработки, отграниченная от остальных частей по какому-либо основному критерию, например, по направлению изменения температуры, по сущности протекающих внутренних превращений и т. п. (как правило, режим

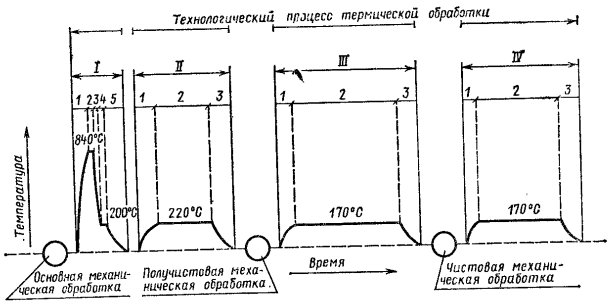


Рис. 2. Структура технологического процесса термической обработки и пример чередования механических и термических операций:
I — закалка; *II* — отпуск; *III* — 1-й стабилизирующий отпуск; *IV* — 2-й стабилизирующий отпуск; *1—5* — переходы операций термической обработки

перехода закреплен технологическими связями со смежными элементами операции и не может выполняться обособленно; примеры переходов: нагрев, выдержка, охлаждение).

Вспомогательный переход — законченная часть (элемент) технологической операции, состоящая из действий исполнителя и (или) технологического оснащения, которые не сопровождаются изменением состояния и свойств предмета производства, но необходимы для осуществления технологического перехода.

Процесс — протекающее во времени физическое (физико-химическое) явление, изменение состояния; например, процессы нагревания, диффузии, фазового превращения, релаксации и т. п.

Технологический режим — нормированная совокупность температурно-временных и иных условий воздействия на материал предмета производства при выполнении технологических операций.

Технологический маршрут — последовательность прохождения предмета производства по подразделениям предприятия при выполнении технологического процесса (ГОСТ 14.004—74). Для графического изображения встречающихся в производстве сложных технологических маршрутов, при неоднократном чередовании термических и механических операций удобно применять схемы, подобные приведенной на рис. 3.

Производственный цикл — интервал календарного времени от начала до окончания производственного процесса (ГОСТ 14.004—74).

Цикл технологической операции — интервал времени от начала до окончания периодически повторяющейся технологической операции (независимо от числа одновременно изготовляемых изделий).

Технологическая система — совокупность функционально взаимосвязанных средств технологического оснащения, предметов производства и исполнителей, предназначенная для выполнения в регламентированных условиях производства заданных технологических процессов или операций в соответствии с требованиями нормативно-технической документации.

Стабильность технологического процесса — свойство технологического процесса, обусловливающее постоянство распределений вероятностей его параметров в течение некоторого интервала времени без вмешательства извне (ГОСТ 15895—77; СТ СЭВ 547—77).

Работоспособное состояние (работоспособность) технологической системы — состояние технологической системы, при котором она обеспечивает изготовление продукции при заданных условиях с показателями качества и ритмом выпуска, установленными в нормативно-технической документации (ГОСТ 22954—78).

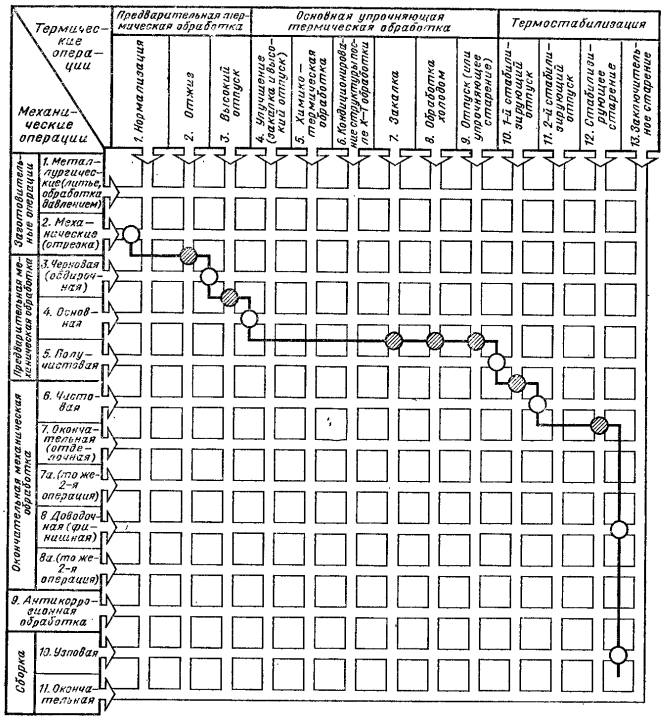


Рис. 3. График для изображения сложных технологических маршрутов (приведенный пример — движение изделий при изготовлении прецизионных ходовых винтов кинематических передач винт — гайка качения)

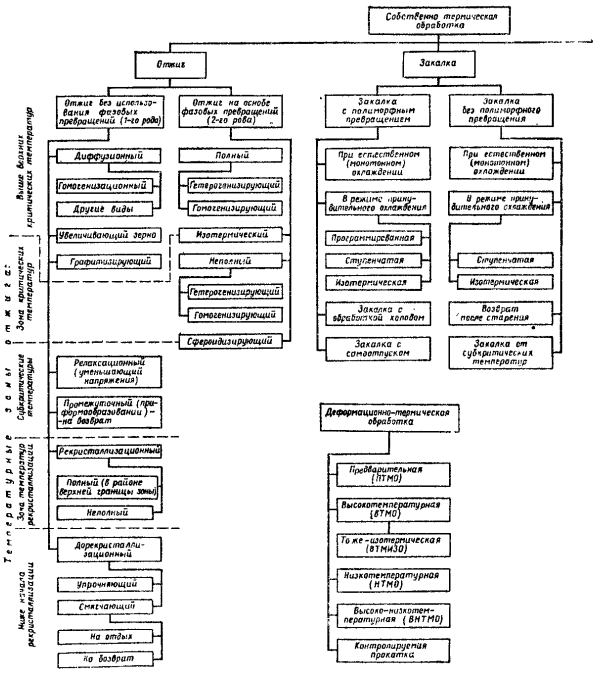
Надежность технологической системы — свойство технологической системы находиться в работоспособном состоянии до установленной наработки (в соответствии с ГОСТ 22954—78).

Процессы термической обработки

Классификация процессов термической обработки стали и сплавов приведена на рис. 4 *. Пояснения к позициям этой классификации, отмеченным звездочкой, даны ниже.

---

* Составлена на основе рекомендаций по стандартизации Совета Экономической Взаимопомощи [Термическая обработка нежелезных (цветных) металлов и сплавов. Классификация. Терминология. Справочный материал. Термическая обработка стали. Классификация. Терминология. Обозначения] и некоторых других источников, с уточнениями по данным русской редакции международного терминологического словаря по технологии термической обработки.



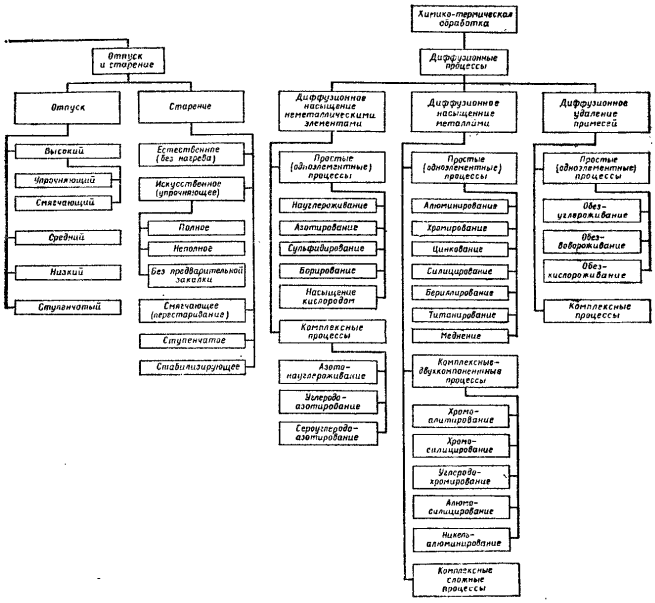


Рис. 4. Классификация процессов термической обработки

Отжиг без использования фазовых превращений — отжиг, при котором, как правило, не происходит фазовых превращений (перекристаллизации), а если они имеют место, то не оказывают влияния на конечные результаты, предусмотренные его целевым назначением.

Отжиг промежуточный — различные частные варианты отжига при субкритических температурах, выполняемые с целью устранения наклепа, затрудняющего дальнейшее формообразование изделий методами обработки давлением.

Отжиг дорекристаллизационный упрочняющий — отжиг наклепанного металла или однофазного сплава при температуре ниже начала рекристаллизации с целью повышения предела упругости и прочностных свойств.

Отжиг дорекристаллизационный смягчающий — то же, с целью частичного устранения наклепа.

Отжиг на основе фазовых превращений полный (неполный) *гетерогенизирующий* — отжиг, например, с целью получения перлитной структуры после полной (соответственно — неполной) перекристаллизации.

Отжиг полный гомогенизирующий — отжиг, например, с целью измельчения зерна, устранения текстуры, получения равномерного распределения структурных составляющих.

Закалка с полиморфным превращением программированная — закалка со скоростью теплоотвода непрерывно регулируемой в соответствии с заданной программой во всем интервале температур охлаждения — с учетом распределения массы изделия, термокинетических характеристик материала и требуемых свойств.

Возврат после старения — закалка состаренного сплава при нагреве до температуры, превышающей температуру предшествующего старения с кратковременной выдержкой и последующим быстрым охлаждением, с целью восстановления (возврата) закаленного состояния.

Закалка от субкритических температур — закалка с целью получения оптимального уровня и распределения остаточных напряжений, благоприятных для эксплуатационных свойств изделий; в качестве предварительной обработки — для уменьшения автодеформирования изделий после последующей закалки по обычному режиму.

Отпуск и старение — не существует единого термина для обобщенного видового обозначения процессов этой группы, отличающихся тем, что они применяются лишь в качестве второго этапа технологического процесса термической обработки: первый этап составляет закалка.

Отпуск высокий упрочняющий — отпуск, например, закаленных высоколегированных сталей, содержащих в структуре значительное количество остаточного аустенита, при котором осуществляется вторичное мартенситное превращение и (или) выделение высокодисперсных специальных карбидов.

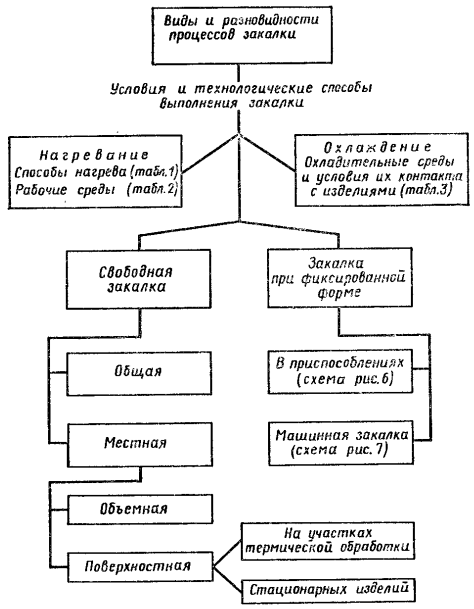


Рис. 5. Схема технологических способов выполнения закалки

Старение без предварительной закалки — имеется в виду старение с целью повышения прочности и других свойств за счет распада пересыщенного твердого раствора, образовавшегося при ускоренном охлаждении непосредственно после литья или горячей обработки давлением.

Старение смягчающее (*перестаривание*) — старение при температуре или продолжительности, превышающих применяемые при полном старении, с целью дальнейшего развития соответствующих превращений и повышения пластичности, коррозионных свойств и пр.

Старение стабилизирующее — различные варианты старения с целью обеспечения длительного геометрического постоянства высокоточных изделий при сохранении требуемых прочностных свойств.

Циклическая термическая обработка — циклическое повторение комплекса кратковременных, как правило, термических операций, имеющее целью обеспечение длительного геометрического постоянства высокоточных изделий (см., например, ГОСТ 17535—77).

Классификация способов выполнения закалки — центральной операции многих технологических процессов термической обработки металлических материалов и изделий — приведена на рис. 5—7. В табл. 1—3 приведены классификационные данные о способах нагрева изделий при термической обработке, нагревательных и охладительных средах (подробнее см. в гл. 4, 7).

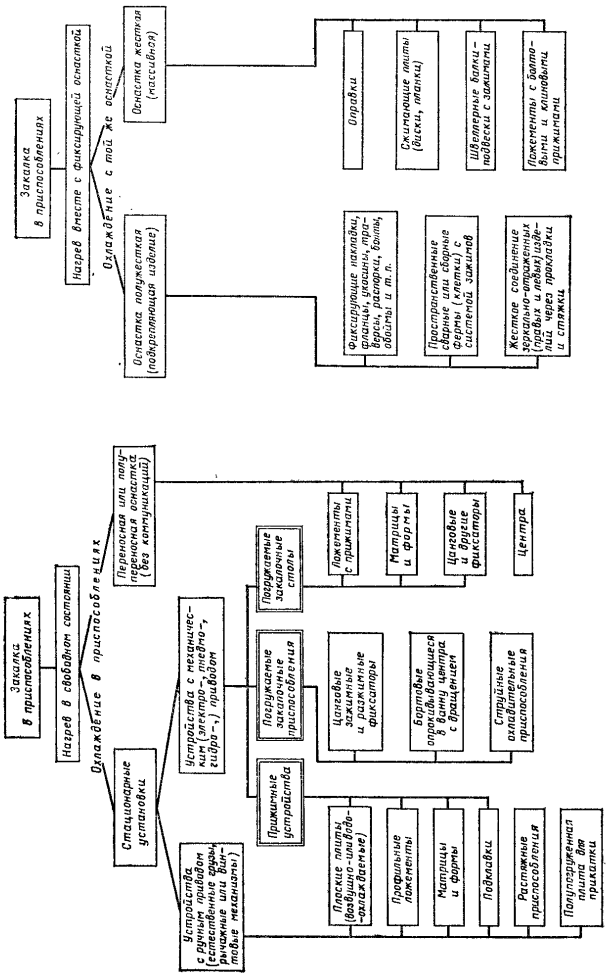


Рис. 6. Принципиальная классификация технологических способов закалки в приспособлениях

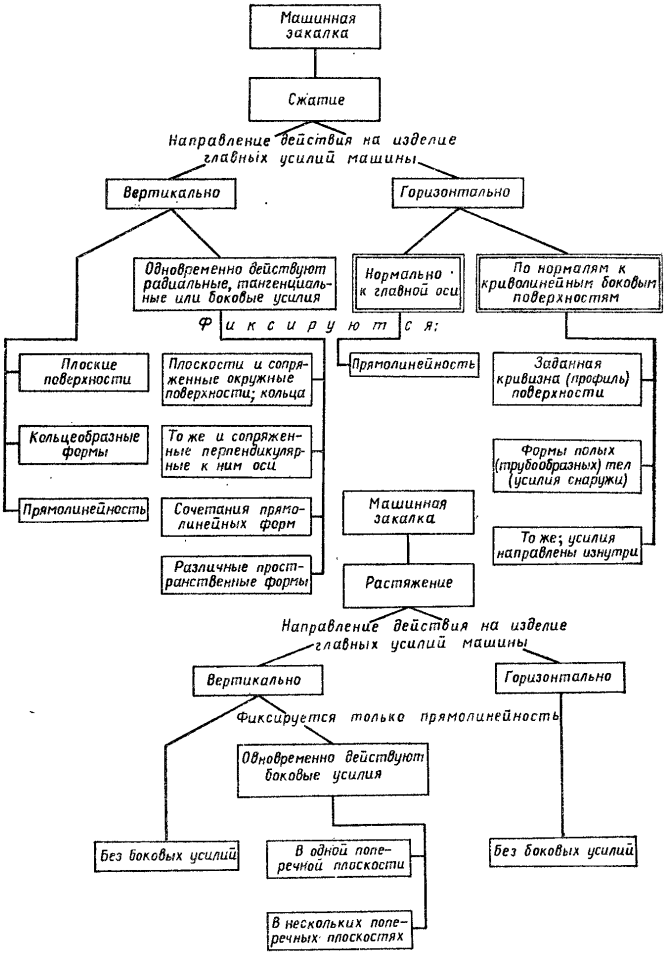


Рис. 7. Принципиальная классификация технологических способов машинной закалки (схемы механического воздействия на охлаждаемое изделие и фиксируемые геометрические элементы).

Варианты способов охлаждения: опускание (погружение) изделия в охлаждающую среду; повышение уровня среды (затопление изделия); охлаждение на месте (душирование, обдувка, струйное охлаждение)

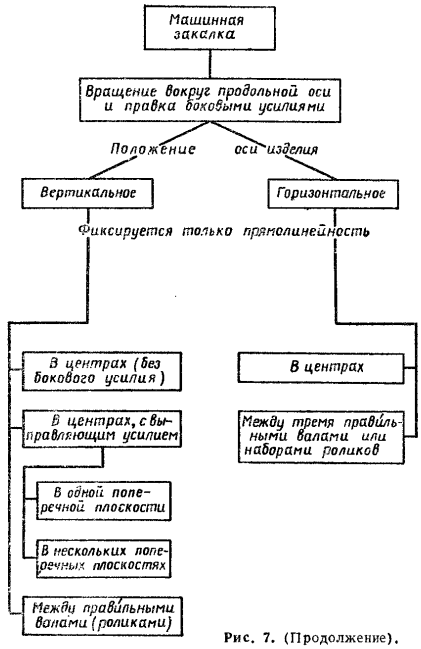


Рис. 7. (Продолжение).

Таблица 1. Способы нагрева изделий для термической обработки

Контактно-конвекционный нагрев	Нагрев излучением	Электронагрев
Газообразным теплоносителем: а) продукты сгорания (пламя) б) газ, нагретый в теплообменнике Жидкостный Твердыми телами: а) массивными б) диспергированными (порошки) В плазме	Излучение сплошного спектра (пламя, раскаленные тела) Инфракрасное излучение Лазерный нагрев Электронно-лучевой нагрев	Индукционный, с использованием частот: а) сверхвысоких б) высоких (радиочастоты) в) звуковых Сопротивлением В электролите В тлеющем разряде (ионный) Импульсный (электроразрядный)

Примечание. По конструктивно-технологическому распределению обрабатываемых участков массы изделия при нагреве различают общую термическую обработку (изделия в целом) и местную: объемную и поверхностную (см. рис. 5).

Таблица 2. Рабочие среды при нагреве изделий для термической обработки

Агрегатное состояние	Обычные	Защитные	Активные	Специальные
Газовые	Воздух Продукты сгорания	Технический вакуум Инертные газы Водород Специально приготовленные атмосферы	Диссоцинированные газы Специально приготовленные атмосферы	Плазма
Жидкостные	Вода *	Масла Расплавы солей (смесей солей) Расплавы металлов Расплавленные специальные шлаки	Расплавы смесей солей	Электролиты
Твердые — массивные или диспергированные (сыпучие)	Металлические плиты (зажимы) и др. Инертные порошки (наполнители), псевдоожиженные газовым потоком	Инертные порошки То же, псевдоожиженные потоком защитного газа	Порошки Инертные порошки, псевдоожиженные потоком активного газа	

* При индукционном нагреве в жидкости.

Таблица 3. Охладительные среды и условия их контакта с обрабатываемым изделием, применяемые при термической обработке

Охладительные среды		Условия контакта обрабатываемое изделие — среда							
			Движение среды				Подача струей		
Группы	Разновидности	Спокойная среда	Общее равномерное ламинарное	Турбулентное (перемешивание) умеренное	Турбулентное (перемешивание) интенсивное	Поток	в объеме той же среды	в иной среде	Душирование
Газообразные	Технический вакуум Воздух Инертные газы Водород Защитные атмосферы	+ + + + +	+	+	+	+	+		+
Парогазовые смеси	Водяной пар Пары сжиженных газов Водовоздушные (туманообразные) смеси	+ +	+ + +	+ +	+ +		+ +	+	+

Охладительные среды		Условия контакта обрабатываемое изделие — среда							
			Движение среды				Подача струей		
Группы	Разновидности	Спокойная среда	Общее равномерное ламинарное	Турбулентное (перемешивание) умеренное	Турбулентное (перемешивание) интенсивное	Поток	в объеме той же среды	в иной среде	Душирование
Жидкостные	Сжиженные газы	+	+						
	На водной основе: вода растворы солей растворы щелочей растворы полимеров	+ + + +	+ + + +	+ + + +	+ + + +	+	+	+	+
	Эмульсии масел в воде			+	+				+
	Масла: растительные обыкновенные минеральные специальные минеральные быстрозакаливающие нигибированные специальные для горячих ванн	+ + + + +	+ + + + +	+ + + + +	+ + + +		+ + +		+ + +
	Расплавы солей: нитриты и нитраты К и Na; нх смеси то же, с добавлением воды	+ +	+ +	+ +			+		
	Жидкие металлы: ртуть расплавленный свинец	+ +							
Твердые материалы	Металлическая масса: плиты, штампы, формы то же, орошаемые жидкостью теплоотвод в массу изделия *	+ + +							
	Диспергированные (сыпучие) вещества	+							
Псевдоожиженные суспензии	Инертные порошки: продувка воздухом продувка другими газами			+ +	+ +				

* При поверхностном нагреве тонких слоев концентрированным потоком энергии.

3. МЕСТО И РОЛЬ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ПРОИЗВОДСТВЕННОМ ПРОЦЕССЕ

Термическое упрочнение может рассматриваться во многих случаях в качестве одного из узловых этапов комплексного технологического маршрута. Здесь выявляется степень взаимной совместимости характеристик конструкции и реальных возможностей технологии.

При этом должны учитываться следующие факторы:

конструкционные формы, масса и размеры изделий;

требования к эксплуатационной надежности (прочности и долговечности);

комплекс: состав, эксплуатационные и технологические свойства материала, особенности метода упрочнения;

разные технологические особенности термических операций, а также предшествующих и последующих операций процессов формообразования.

Несовместимость по этим факторам влечет за собой производственные затруднения, ухудшение эксплуатационных свойств, отсюда — необходимость корректирования конструкции и (или) технологии.

В соответствии с изложенным, взаимное влияние между конструкцией и технологией должно учитываться, начиная с ранней производственной стадии — при инженерных расчетах и конструкторском оформлении деталей, выборе материала и т. д. (рис. 8).

Конструкционные характеристики определяют принципиальную техническую возможность изготовления (в частности — упрочнения) изделий при реально существующем уровне технологии и других выбранных или заданных условиях, например, на отдельном предприятии или по кооперации (в той же или в другой отрасли промышленности); технические требования к наличным или подлежащим приобретению (разработке, изготовлению) средствам технологического оснащения (оборудованию, оснастке, аппаратуре, приборам); экономические показатели, по совокупности отражающие степень сложности подготовки и выполнения производственного процесса с учетом масштабов выпуска и требований к качеству продукции.

На каждой стадии производства реальные технологические возможности, имеющиеся в наличии и перспективе, могут ограничивать свободу принятия конструкторских решений и вынуждать в силу необходимости выбирать компромиссные варианты. Здесь осуществляется обратная связь между конструкцией и технологией.

Для конкретизации этих связей и их возможного количественного регламентирования посредством различных нормативных материалов применяется понятие *конструкционно-технологического фактора* (КТФ): это понятие объединяет то или иное конструкционное свойство (признак) изделия, рассматриваемое во взаимодействии (совокупности) с технологическими методами и средствами его осуществления. Разумеется, понятие КТФ становится актуальным в тех случаях, когда параметры изделия, материал, виды и режимы упрочняющей обработки накладывают взаимные ограничения, т. е. когда отсутствует возможность свободного варьирования того или иного параметра без существенных следствий для всех или ряда других. Основная классификация групп КТФ приведена на рис. 9 (общее число отдельных конструкционно-технологических факторов — около 100).

Комплекс общепромышленных организационно-технических и технологических вопросов в области машиностроения охватывается системами нормативно-технической документации, разрабатываемыми Государственным Комитетом СССР по стандартам. Основное место среди этих систем принадлежит ЕСТПП — Единой Системе Технологической Подготовки Производства.

Имеются также системы: ЕСТД — Единая Система Технологической Документации; ГСИ — Государственная Система обеспечения единства Измерений; группы стандартов и методических указаний систем Качество продукции; Надежность в технике; Общие методы и средства контроля и испытания продукции; Методы статистического контроля качества, надежности, долговечности систем и др.

Ряд важных документов этих систем указан в приложении.

Общие цели создания и внедрения этих систем государственной нормативной документации — применительно к назначению справочника:

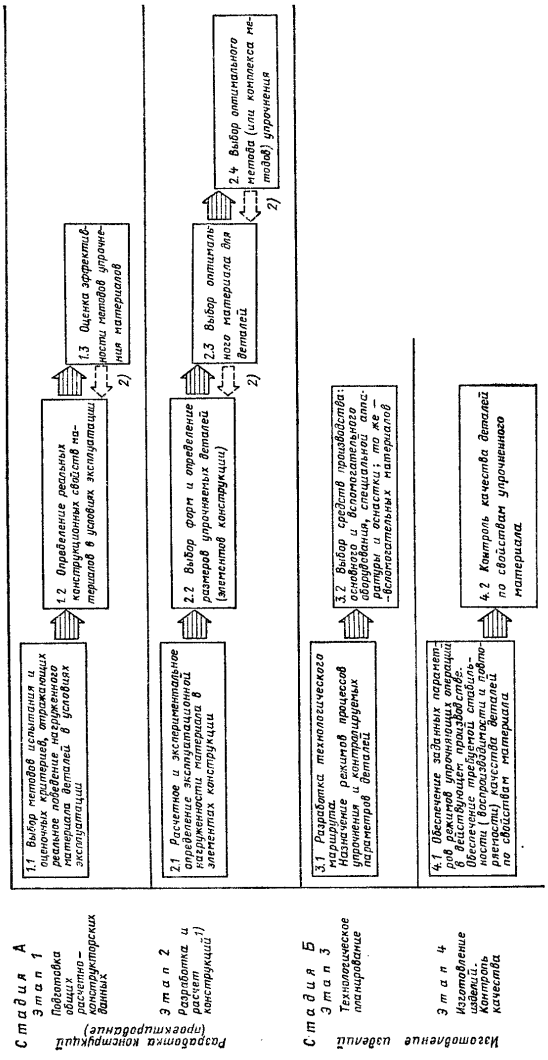


Рис. 8. Схема основных расчетно-конструкторских и технологических этапов для упрочняемых элементов машин и приборов

Примечания: 1. Имеется в виду обеспечение статической и динамической прочности при эксплуатационных условиях нагружения, усталостной и износной долговечности, коррозионной стойкости и других свойств материалов в конструкционных деталях (элементах конструкций)

2. Последовательность работ 1.2—1.3 и соответственно 2.2—2.4 показана упрощенно; некоторые виды данных работ могут выполняться при необходимости одновременно

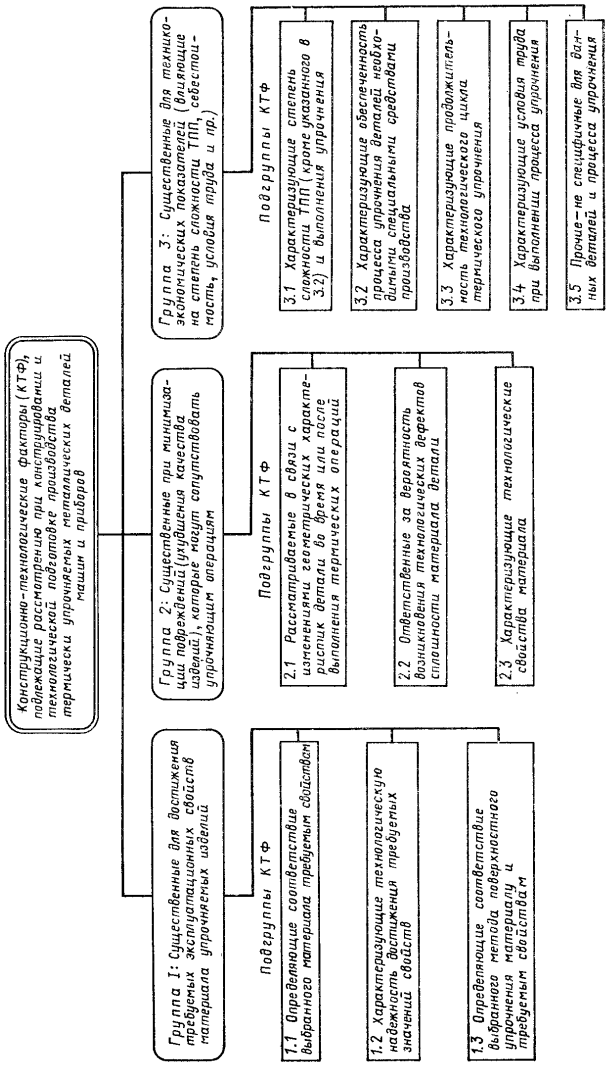


Рис. 9. Классификация групп конструкционно-технологических факторов для упрочняемых металлических элементов машин и приборов

применение в народном хозяйстве передовых прогрессивных методов и форм организации производства и управления, разработанных на основе научных достижений и широкого обобщения производственного опыта предприятий разных отраслей промышленности;

то же, в области технологических методов и средств технологического оснащения;

при выполнении заданных эксплуатационных свойств и качества изделий обеспечение возможной унификации и технологичности их конструкций;

сокращение сроков и снижение материальных и трудовых затрат при постановке на производство новых изделий;

обеспечение высокой эффективности производства и наилучшего качества промышленной продукции.

Требования государственной нормативно-технической документации должны выполняться подобно другим технологическим отраслям также в области технологии термической обработки изделий машиностроения и приборостроения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ассонов А. Д.** Технология термической обработки деталей машин. М.: Машиностроение, 1969. 263 с.
2. **Геллер Ю. А.** Инструментальные стали. М.: Машиностроение, 1975. 568 с.
3. **Гуляев А. П.** Термическая обработка стали. М.: Машгиз, 1960. 496 с.
4. **Кальнер В. Д., Будагаков В. А.** Влияние исходного состояния при обработке заготовок на снижение деформации и коробления после повторной фазовой перекристаллизации. — В кн.: Технология производства, научная организация труда и управления. М.: НИИМАШ, 1975, № 8, с. 36.
5. **Новые** способы химико-термической обработки конструкционных сталей в автомобилестроении/В. Д. Кальнер, В. А. **Ковригин**, Б. С. Старокожев, С. А. **Юрасов**. — Металловедение и термическая обработка металлов. 1978, № 7, с. 67.
6. **Новиков И. И.** Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1974. 400 с.
7. **Рыкалин Н. Н., Углов А. А., Кокора А. Н.** Лазерная обработка материалов. М., Машиностроение. 296 с.
8. **Eckstein H. J.** Technologie der Wärmebehandlung von Stahl. DDR. Leipzig. 1977. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie. 577 S.
9. **Finnern B. und Jönsson R.** Wärmebehandlung von Werkzeugen und Bauteilen. DDR. Berlin. VEB Verlag Technik. 1969, 136 S.
10. "Heat Treatment'76". Proceedings of the 16th International Heat Treatment Conference at Stratford-upon-Avon, 6—7 May 1976. — Metals Society. Printed by Adlard & Son Ltd. Bartholomew Press, Dorking, Surrey, England. 257 p.
11. **Mocarski S.** Total approach to reliability of case-hardened parts. — Metal Progress, 1970. September, v. 98, N 3, p. 96.
12. **Poradnik** inżyniera. Obrobka cieplna stopòv żelaza. Pod red. W. Lutego. Widawnictwo naukovo-techniczne. Warszawa, 1977. 971.
13. **Rapports** presentes au XV^e Colloque International pour l'etude des Traitements Thermiques, Caen, France, 29—30—31 Mai 1974. FD — Imprimerie Alençonnaise. 61.002 — Alançn, France. 480 p.
14. **Rose A. u. and. Atlas** zur Wärmebehandlung der Stähle. Düsseldorf, BRD, Verlag Stahleisen. Bd. 2, 1972, 309 S.; Bd. 3, 1973, 264 S.; Bd. 4, 1976, 282 S.
15. **Vorträge-Proceedings** III Internationales Symposium über Metallkunde und Wärmebehandlung, Budapest, 23—27 November 1971. Wissenschaftlicher Verein für Maschinenbau. Tln. I u. II. 301 S.
16. **Wanke K. und Schramm W.** Stahlhärtung. DDR. Berlin. VEB Verlag Technik. 1961. 435 S.

ПРИЛОЖЕНИЕ

Нормативно-технические материалы Госстандарта СССР по вопросам технологической подготовки производства, качества (включая надежность), контроля свойств продукции машиностроения и приборостроения. Другие материалы по стандартизации.

1. ГОСТ 14.001—73. Единая система технологической подготовки производства (ЕСТПП). Общие положения.
2. ГОСТ 14.002—73. ЕСТПП. Основные требования к технологической подготовке производства.
3. ГОСТ 15895—77. (СТ СЭВ 547—77). Статистические методы управления качеством продукции. Термины и определения.
4. ГОСТ 16467—70. Статистические показатели точности и стабильности технологических операций. Методы расчета.
5. ГОСТ 16.304—74. Управление технологическими процессами. Контроль точности технологических процессов. Общие требования.

6. ГОСТ 16.305—74. Контроль точности технологических процессов. Методы оценки точности в условиях серийного и массового производства. (Аналогичный стандарт для условий единичного и мелкосерийного производства — ГОСТ 16.306—74.)
7. Государственные стандарты СССР. Указатель в 3-х томах. М.: Изд-во Стандартов. (Издание ежегодное). 198).
8. Классификатор технологических операций в машиностроении и приборостроении. М.: Изд-во Стандартов, 1975.
9. Комплексная система управления качеством продукции. Рекомендации по разработке и внедрению в объединениях и на предприятиях. М.: Изд-во Стандартов, 1976.
10. Комплексные системы управления качеством продукции на производственных предприятиях и в объединениях на базе стандартизации. (Пособие к разработке и внедрению). М.: Изд-во Стандартов, 1975.
11. Лекции по общим проблемам ЕСТПП. М.: Изд-во Стандартов, 1976.
12. Методика совершенствования системы технологической подготовки производства на основе внедрения ЕСТПП.
Выпуски; Раздел I. Разработка технического задания.
Раздел II. Разработка технического проекта.
Раздел III. Разработка рабочего проекта.
М.: Изд-во Стандартов, 1976.
13. Методика стандартизации типовых технологических процессов. ВНИИНМАШ Госстандарта СССР, М.: Изд-во Стандартов, 1974.
14 Методические указания по внедрению технологического классификатора деталей машиностроения и приборостроения. (ВНИИНМАШ). М.: Изд-во Стандартов, 1974.
15. Стандартизация в металлургической промышленности за рубежом. Обзорная информация. Серия: стандартизация, метрология и качество продукции за рубежом. М.: Изд-во Стандартов, 1974.
16. Технологический классификатор деталей машиностроения и приборостроения. ВНИИНМАШ, М.: Изд-во Стандартов, 1974.
17. ISO, Memento. 1979. (Справочник ISO — Международной Организации по стандартизации — содержит сведения о структуре, уставе и составе ISO, номенклатуре технических комитетов и подкомитетов, проводящих работы в различных научно-технических областях, а также о ведущих национальных организациях по стандартизации и системах выпускаемой ими документации и др. Издается ежегодно, в числе разных языков — на русском. Секретариат ISO, Женева, Швейцария.

Глава 4

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ПРОЦЕССОВ НАГРЕВА ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ

1. РЕЖИМЫ НАГРЕВА. МЕТОДЫ ТЕПЛОВЫХ РАСЧЕТОВ

Режимы нагрева при термической обработке стали включают следующие периоды:

1) нагрев до требуемой температуры с заданной или неустанавливаемой по величине скоростью подъема температуры металла;

2) выдержку при заданной температуре;

3) охлаждение с заданной или произвольной (обычно с максимально возможной) скоростью снижения температуры.

Каждый из периодов режима характеризуется рядом тепловых параметров, в той или иной степени обусловливающих качество термической обработки; среди них — время (продолжительность) периода; распределение температуры в металле или перепады температуры между отдельными характерными точками его объема, величина которых изменяется в ходе процесса; скорость изменения температуры.

Возможность и способ осуществления требуемых по данной технологии термической обработки режимов нагрева устанавливают, в частности, проводя тепловые расчеты. Проведение расчетов необходимо также при выборе печного оборудования, в ходе разработки техиических требований на проектирование печей и печных агрегатов. Тепловые расчеты выполняются технологом по термической обработке стали, например, при переходе на другую номенклатуру обрабатываемых в имеющихся печах изделий, при текущей модернизации и совершенствовании печного оборудования, для уточнения паспортных характеристик печей, при снабжении их системами управления и т. д.

Расчеты подразделяют на оценочные, или инженерные, и специальные (уточненные), используемые, например, при исследовании процессов нагрева в печах. Их различие определяется поставленными целями и задачами и применяемыми методами решения. Методы эти отличаются характером и сложностью используемых моделей процесса нагрева и соответственно применением тех или иных вычислительных средств.

Разработанные к настоящему времени методы инженерных расчетов [1, 5, 7, 9] позволяют рассчитывать основные тепловые параметры — продолжительность нагрева (охлаждения), кривую изменения температуры, перепады температуры по толщине металла, скорость нагрева с точностью, как правило, достаточной для изложенных выше задач.

Тепловые расчеты специального характера проводятся для определения параметров нагрева с учетом большего числа факторов, влияющих на их величину. Кроме того, они позволяют рассчитывать некоторые параметры нагрева, например, распределение температуры в сечении или в объеме нагреваемых изделий, которые в настоящее время не могут быть определены с помощью оценочных методов, так как для этого еще не созданы достаточно простые расчетные модели.

Инженерные расчеты выполняются с помощью настольных или «карманных» вычислительных средств; уточненные проводятся специализированными организациями по разработке печного оборудования, большей частью методами математического моделирования, для чего используются крупные цифровые ЭВМ.

При расчетах процессов нагрева в печах рассматривают систему, в которой осуществляется теплообмен между печным пространством и металлом или загрузкой печи. Загрузка — это совокупность деталей (или изделий) и приспособлений для их установки и транспортировки в печи, нагреваемых по тому же режиму, что

и сами детали. Передача теплоты как от печи к загрузке, так и внутри нее происходит за счет излучения, конвекции и теплопроводности, причем часто одновременно действуют два или все три вида теплопередачи.

Расчет нагрева загрузки в общем случае представляет собой пространственную нестационарную задачу теплообмена между телами сложной геометрической формы с изменяющимися в ходе нагрева теплофизическими свойствами. Для практических расчетов печную камеру и загрузку разделяют на ряд отдельных частей (участков, ячеек), в пределах которых приближенно считают одинаковыми температуру и теплофизические свойства материалов. Связь между участками (каждого со всеми, участвующими с ним в теплообмене) описываются уравнениями теплопередачи. Чем больше деление на участки, тем более точным будет решение. Такая модель процесса нагрева в печах может быть реализована в виде программы для цифровой ЭВМ, и на этом методе основаны используемые в настоящее время специальные тепловые расчеты [7].

В инженерных расчетах рассматривают упрощенную модель системы, когда теплообмен происходит между двумя телами — печью и загрузкой. Печное пространство представляют как внешний источник теплоты с заданной температурой или тепловым потоком. При этом сложный теплообмен расчленяют на отдельные виды с последующим суммированием их действия. Загрузка рассматривается одномерной — прогрев ее и распределение в ней температуры определяют по одному, наиболее характерному ее размеру, например по толщине.

В расчетах может ставиться прямая и обратная задачи. Прямая задача — определение по заданным внешним условиям нагрева характеристик теплового состояния загрузки: энтальпии (теплосодержания), средней по массе температуры, распределения или перепада температуры и др. Обратная задача — нахождение по известным параметрам теплового состояния загрузки распределения температуры или тепловыделений в печном пространстве. Практически, однако, обратная задача решается путем многократных расчетов с помощью модели, предназначенной для решения прямой задачи, т. е. путем подбора и приближения.

Для инженерных расчетов в ряде случаев используют более простую модель, если загрузка может быть представлена как теплотехнически тонкое тело. В отличие от теплотехнически массивного тела в тонком перепады температуры пренебрежимо малы, и поэтому не ставится задача их определения. Области тонких и массивных тел (или загрузок, которые могут быть ими представлены) разделяются по величине соотношения термических сопротивлений — внутреннего (по толщине загрузки) и внешнего (между печью и загрузкой), т. е. числом Био:

$$\mathrm{Bi} = \frac{\alpha}{\lambda} S,$$

где α — коэффициент теплоотдачи на поверхности загрузки, Вт/(м²·°С); λ — коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С); S — толщина загрузки, м.

При $\mathrm{Bi} < 0{,}25$ — область практически тонких загрузок, при $\mathrm{Bi} > 0{,}5$ — область массивных загрузок.

2. ВИДЫ ПЕЧНЫХ ЗАГРУЗОК. ВЫБОР РАСЧЕТНОЙ МОДЕЛИ НАГРЕВА

Компоновка загрузки имеет важное значение для обеспечения заданных параметров нагрева и выполнения требований к его качеству (например, для того чтобы перепады температуры были в допустимых пределах). В этом отношении существенны две основные характеристики структуры загрузки — геометрическое расположение ее элементов (нагреваемых деталей и приспособлений) и теплофизические свойства их материалов, определяющие тепловые свойства загрузки в целом как физического тела. С учетом этого принимают ту или иную модель для теплового расчета.

По способам укладки изделий, связанным с условиями их транспортировки в печах, загрузки можно подразделить [7] на протяженные (лента, проволока, протягиваемые через печь при нагреве), однослойные (детали, укладываемые на транспортирующий механизм рядом друг с другом в один слой, например на

конвейерной ленте, на противнях) и многослойные (мелкие детали, располагаемые насыпью или в определенном порядке в контейнерах или на конвейере, пакеты листов, бунты проволоки и т. п.). Характерный вид представляют загрузки, которые компонуются из деталей, укрепленных на приспособлениях (специально сконструированных жаростойких пространственных конструкциях): шестерни, звездочки, кольца надевают на вертикальные или горизонтальные штыри, коленчатые валы крепят рядами вертикально или горизонтально и т. п. Несмотря на потери теплоты, связанные с нагревом приспособлений, такие загрузки получают все большее распространение, так как обеспечивают повторяемость качества термической обработки, большую равномерность температурного поля и хорошую циркуляцию печной атмосферы.

Оценку загрузки (тонкое или массивное тело) проводят с помощью числа Био. Часто, однако, необходимо провести предварительные расчеты, чтобы установить, можно ли не учитывать перепады температуры, которые имеют место в загрузке при данных конкретных условиях нагрева. Это зависит от допустимого по данной технологии разброса температуры; если в расчете получаем соизмеримые с допускаемыми перепады, загрузку надо считать как теплотехнически массивное тело. При широких допусках на перепад температуры подобную загрузку можно рассматривать как тонкую. Распределение температуры в загрузке зависит и от интенсивности теплообмена на ее поверхности, так что одна и та же загрузка при различных режимах термической обработки на разных этапах нагрева и охлаждения может вести себя по-разному, например, при нагреве с большой скоростью представлять собой массивное тело, а при замедленном охлаждении в этой же печи — тонкое.

Многие виды загрузок заведомо можно принять тонкими для условий нагрева в промышленных печах; при этом следует оговаривать размер, по которому они являются таковыми, например, загрузку в виде уложенных в один ряд прутков, труб, листов, лент можно считать тонкой по толщине слоя, в то время как по другим двум размерам перепады могут быть существенными. Массивными загрузками могут быть слитки, слябы, ящики с насыпанными в них мелкими деталями и др. Наиболее сложный вид загрузок — комбинированные. Они состоят из отдельных деталей, между которыми печное излучение проникает в глубь загрузки на расстояние, соизмеримое с ее размерами. Примеры такой загрузки — валики, установленные с определенным шагом на поддоне в приспособлениях, шестерни, нанизанные на штыри, которые с определенным шагом размещены на поддоне.

Для насыпных загрузок, состоящих из нескольких слоев деталей, и комбинированных, когда размеры отдельных деталей невелики относительно размера всей загрузки, теплофизические свойства загрузки как целого (в частности, ее теплопроводность) можно рассматривать как эффективные. Величина эффективной теплопроводности зависит от температуры, свойств материала деталей, формы полостей между ними (табл. 1) [9, 11].

Распространенным видом задания условий нагрева в печах является постоянная во времени температура печи. Под температурой печи понимают средневзвешенную температуру всех частей печной камеры, окружающих загрузку. Эта расчетная модель может быть принята для пламенных печей благодаря высокой интенсивности тепловыделений в них (рис. 1). По такой же модели, т. е. при постоянной температуре печи, можно рассчитать охлаждение загрузок излучением на поверхности с практически неизменной температурой, например в камерах

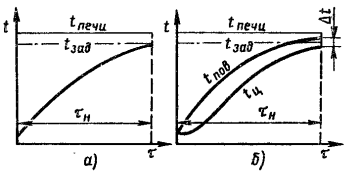


Рис. 1. Нагрев в садочных печах при постоянной температуре печи (τ — время; $\tau_н$ — продолжительность нагрева; $t_{пов}$ и $t_ц$ — температура поверхности и центра массивной загрузки):
а — тонкие загрузки, *б* — массивные загрузки

Таблица 1. Эффективная теплопроводность некоторых промышленных загрузок [11]

Наименование загрузки	Материал	Плотность, кг/м³	Теплопроводность, Вт/(м·°С) при температуре печи, °С			
			200	400	600	800
Кольца: диаметром 0,04×0,033 м, высотой 0,012 м	ШХ-15	1480	1,8	6	13	20
диаметром 0,23×0,017 м, высотой 0,012 м		2180	2,8	5,1	8,2	12
Угольник 1/2′	Чугун	1790	1,2	4,2	8,6	13
Муфты: 1/2′		2480	2,8	4,6	7,8	11
1′		1720	2,2	6	12	17
Болты: М10×20	Ст3	3740	3	6	8,8	12,3
М10×50		2500	1	2,5	7,9	18
М16×40		3430	2,5	3,6	7,9	14
Гайки: М10		3430	2,9	4,5	7,2	10,5
М16		3430	3,2	6	10	15

с водоохлаждаемыми стенками, а также на открытом воздухе при сравнительно высоких температурах.

В электрических печах считать, что нагрев осуществляется с самого его начала при постоянной температуре печи, можно лишь в редких случаях: когда загрузка по своей тепловой емкости мала по сравнению с печью, когда (в садочной печи) загрузка и выгрузка осуществляются малыми порциями. Обычно в садочных печах при посадке холодной загрузки температура печи снижается и восстанавливается до исходного уровня лишь через некоторое время, когда начинает работать терморегулятор, поддерживающий ее неизменной. Первый этап нагрева — от начала процесса до достижения в камере печи заданной температуры — осуществляется при постоянном тепловом потоке от печи, так как нагреватели на этом этапе выделяют всю свою не меняющуюся во времени мощность, а тепловые потери в первом приближении можно считать постоянными. Для высокотемпературных печей, в которых передача теплоты осуществляется преимущественно излучением, а также для вакуумных печей, в которых практически отсутствует конвективный перенос теплоты, уравнение теплопередачи имеет вид

$$q = C_{пр}\left[\left(\frac{T_{печи}}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_{загр}}{100}\right)^4\right], \qquad (1)$$

где q — тепловой поток на единицу поверхности загрузки, Вт/м²; $C_{пр}$ — приведенный коэффициент излучения, Вт/(м²·К⁴); $T_{печи}$ и $T_{загр}$ — текущие значения температуры печи и загрузки, К.

Конец первого (и начало второго) этапа нагрева характеризуются тем, что температура печи достигает своего заданного значения $T_{печи}$. Отсюда при известном q из (1) определяют температуру загрузки, по которой можно разделить эти два этапа нагрева (рис. 2):

$$T''_{загр} = 100\sqrt[4]{\left(\frac{T_{печи}}{100}\right)^4 - \frac{q}{C_{пр}}}. \qquad (2)$$

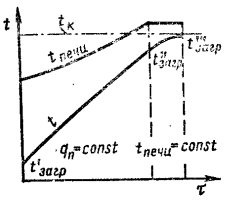


Рис. 2. Нагрев тонкой загрузки в садочной печи

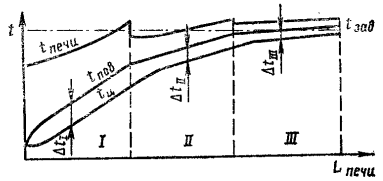


Рис. 3. Нагрев в проходных печах ($L_{печи}$ — длина печи):
I — III — тепловые зоны

Для тонкой загрузки $T''_{загр}$ является температурой всего ее сечения, для массивной это температура ее поверхности.

Для низкотемпературных печей и для печей с принудительной циркуляцией атмосферы необходимо учитывать конвекцию; уравнение теплопередачи от печи к загрузке в этом случае имеет вид

$$q = (\alpha_{изл} + \alpha_{конв})(T_{печи} - T_{загр}), \qquad (3)$$

где $\alpha_{изл}$ — коэффициент теплоотдачи излучением, Вт/(м²·°С), определяемый по формуле

$$\alpha_{изл} = C_{пр}\frac{\left(\frac{T_{печи}}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_{загр}}{100}\right)^4}{T_{печи} - T_{загр}}. \qquad (3a)$$

Коэффициент теплоотдачи конвекцией $\alpha_{конв}$ может быть рассчитан в зависимости от характера конвекции, формы загрузки и параметров среды по формулам, которые даны, в частности, в работе [6]. Некоторые данные по определению коэффициентов теплоотдачи для простых расчетных случаев приведены ниже.

Из формулы (3) можно определить температуру загрузки, с которой начинается этап нагрева с постоянной температурой рабочего пространства в печи периодического действия при учете теплопередачи конвекцией. Значения $T''_{загр}$ и коэффициентов теплоотдачи, которые являются функциями температуры загрузки, находят путем последовательного приближения: задавшись $T''_{загр}$, рассчитывают по этой температуре $\alpha_{изл}$ и определяют $\alpha_{конв}$, а затем уточняют $T''_{загр}$.

В проходных печах непрерывного действия, разделенных на ряд самостоятельно регулируемых тепловых зон, в установившемся режиме работы печи нагрев в отдельных зонах происходит при постоянном потреблении теплоты загрузкой. Для расчета здесь так же, как и для первого этапа нагрева в садочных печах, следует принимать модель нагрева с постоянным тепловым потоком от печи (при охлаждении загрузки — с постоянным потоком к печи). При этом величина потребляемой мощности в зонах снижается от первой зоны печи к последней с целью получения равномерной тепловой нагрузки на элементы печной камеры (рис. 3).

В печах с преимущественно конвективной теплопередачей, как и в печах с преобладающей ролью излучения, условия нагрева можно свести к тем же основным случаям: нагреву при постоянном тепловом потоке и при постоянной температуре печи. При относительно небольших размерах загрузки, омываемой газовым потоком только с поверхности, постоянной температуре печи соответствует средняя по поверхности загрузки температура газа, а за температуру загрузки принимают среднюю температуру ее поверхности. Постоянство температуры газа обеспечивается большой мощностью его подогрева.

При постоянном, но недостаточном для поддержания неизменной температуры газа подогреве имеем дело с условиями постоянства теплового потока, который передается от печи к загрузке. Такой характер нагрева реализуется, например, в печах с протяженной загрузкой, когда газовый поток направлен вдоль нее.

Каждый участок поверхности загрузки по длине печи воспринимает постоянный тепловой поток в течение процесса нагрева. Температура газа по длине печи переменна — падает от начала к концу ее вследствие охлаждения газа.

Нагрев и охлаждение в жидких средах можно рассчитывать с помощью модели процесса, соответствующей постоянной температуре печи, в данном случае — среды. Основная сложность расчета теплообмена в жидких средах заключается в определении коэффициента теплоотдачи, существенно зависящего от многих факторов: температуры поверхности загрузки, физических свойств среды вблизи загрузки и в объеме ванны и др., причем в различной степени в ходе процесса. Данные по коэффициентам теплоотдачи при нагреве в жидких средах приведены, в частности, в работе [4].

Поступающий в загрузку в процессе нагрева тепловой поток идет на прирост энтальпии (теплосодержания) стали, который пропорционален скорости нагрева. Поэтому в условиях теплопередачи, соответствующих постоянному тепловому потоку, имеют дело с нагревом с постоянной скоростью подъема температуры загрузки (если не учитывать изменение теплофизических свойств стали). При постоянной температуре печи в загрузку в каждый момент времени поступает количество теплоты, пропорциональное разности между температурами печи и загрузки [см. (1)]. С изменением температуры загрузки это количество теплоты непрерывно меняется. При таких условиях скорость нагрева стали переменна.

3. НАГРЕВ ТОНКИХ ЗАГРУЗОК

При постоянном тепловом потоке Q (в Вт), поступающем к металлу при нагреве (отбираемом от него при охлаждении) продолжительность τ (в с) нагрева (охлаждения) определяется из соотношения

$$\tau = \frac{cG}{Q}(t'' - t'), \tag{4}$$

где c — удельная массовая теплоемкость металла при средней за время процесса температуре, Дж/(кг·°С); G — масса металла, кг, t'' — конечная температура нагрева или начальная температура охлаждения; t' — начальная температура нагрева или конечная температура охлаждения, °С (см. рис. 2).

При постоянной температуре печи или окружающего пространства время нагрева или остывания тонкой загрузки излучением (в с) находится по соотношению

$$\tau = \frac{cG}{C_{пр}F_{загр}}\nu, \tag{5}$$

где $F_{загр}$ — площадь тепловоспринимающей поверхности загрузки, м².

Коэффициент ν (в $К^{-3}$) определяется по формулам [8]:

при нагреве

$$\nu = \frac{T_{печи}}{2\theta_{печи}}\left[1{,}1515\lg\frac{\left(1+\frac{T_к}{T_{печи}}\right)\left(1-\frac{T_н}{T_{печи}}\right)}{\left(1-\frac{T_к}{T_{печи}}\right)\left(1+\frac{T_н}{T_{печи}}\right)} + \right.$$

$$\left. + \operatorname{arctg}\frac{\frac{T_к - T_н}{T_{печи}}}{1+\frac{T_к T_н}{T^2_{печи}}}\right], \tag{6}$$

при охлаждении

$$\nu = \frac{T_{печи}}{2\theta_{печи}}\left[1{,}1515\lg\frac{\left(\frac{T_к}{T_{печи}}+1\right)\left(\frac{T_н}{T_{печи}}-1\right)}{\left(\frac{T_к}{T_{печи}}-1\right)\left(\frac{T_н}{T_{печи}}+1\right)} - \right.$$

$$\left. - \operatorname{arctg}\frac{\frac{T_н - T_к}{T_{печи}}}{1+\frac{T_к T_н}{T^2_{печи}}}\right], \tag{7}$$

где $T_{печи}$ — температура печи или окружающего пространства, К; $\theta_{печи} = \left(\frac{T_{печи}}{100}\right)^4$; $T_н$ и $T_к$ — соответственно начальная и конечная температуры загрузки, К.

Соотношение (5), являясь результатом интегрирования дифференциального уравнения нагрева излучением при постоянной температуре печи, представляет собой вид известной формулы Старка [1, 9]; коэффициент ν введен для упрощения расчетного выражения.

На рис. 4 приведен график для определения коэффициента ν при нагреве в зависимости от температуры печи $t_{печи}$ и конечной температуры нагрева $t_к$ при начальной температуре загрузки 20° С. Графиком можно пользоваться и при более высокой начальной температуре $t_н$; для этого нужно определить коэффициент ν по графику при заданной $t_{печи}$ для реальной конечной температуры и для конечной температуры, равной $t_н$, и из первой вычесть вторую. При пользовании графиком необходимо из точки на горизонтальной оси координат, соответствующей заданному значению температуры печи $t_{печи}$, провести вертикаль до пересечения с кривой, соответствующей величине конечной температуры нагрева загрузки $t_к$; ордината точки пересечения будет равна искомому значению коэффициента ν на вертикальной оси координат.

С помощью графика на рис. 4 можно помимо времени нагрева при заданной температуре печи определить температуру печи, которая обеспечит нагрев изделия за заданное время.

Приведенный коэффициент излучения $C_{пр}$ (в Вт/м²·К⁴) для системы тел, соответствующей данной расчетной модели (теплообмен между двумя поверхностями — загрузкой и печью) определяется из соотношения

$$C_{пр} = \frac{5{,}7}{\frac{1}{\varepsilon_{загр}} + \frac{F_{загр}}{F_{печи}}\left(\frac{1}{\varepsilon_{печи}} - 1\right)},$$

где 5,7 Вт/(м²·К⁴) — коэффициент излучения абсолютно черного тела; $\varepsilon_{загр}$ и $\varepsilon_{печи}$ — степени черноты поверхности соответственно загрузки и печи; $F_{печи}$ — площадь поверхности печи, м².

Когда поверхность загрузки соизмерима с поверхностью стен печи и можно принять $F_{загр} \simeq F_{печи}$, соотношение принимает вид

$$C_{пр} = \frac{5{,}7}{\frac{1}{\varepsilon_{загр}} + \frac{1}{\varepsilon_{печи}} - 1},$$

а когда поверхность загрузки намного меньше поверхности печного пространства $C_{пр} = 5{,}7\varepsilon_{загр}$.

Как видно из (1) и (5), величина теплового потока, поступающего к загрузке при нагреве излучением, и время нагрева, будучи пропорциональны $C_{пр}$, сильно

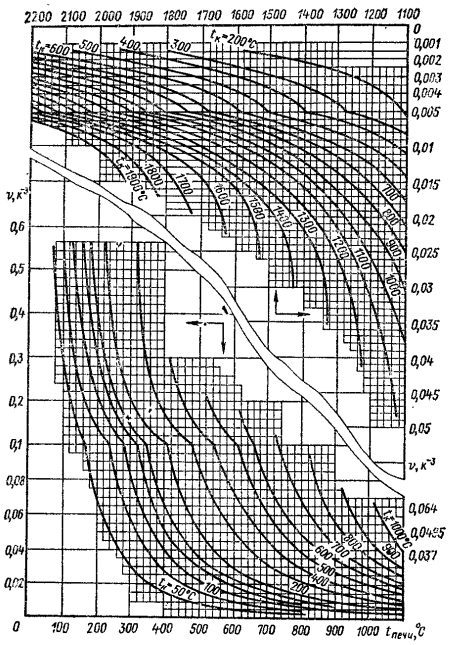


Рис. 4. Коэффициент ν для расчета нагрева тонких загрузок

зависят от степени черноты двух участвующих в теплообмене тел. Поэтому следует внимательно относиться к выбору ε как для печи, так и для загрузки. Для печного пространства при довольно больших значениях степени черноты стенок, газа, нагревателей и с учетом условий переизлучения в нем обобщенную (применительно к рассматриваемой модели) степень черноты обычно принимают равной 0,8—0,9. Степень черноты металла изменяется в широких пределах в зависимости от степени окисленности поверхности, которая, в свою очередь, определяется характером предшествующего процесса его обработки. Кроме того, степень черноты изменяется в ходе самого процесса нагрева. Она зависит также от шероховатости поверхности металла и с увеличением ее возрастает. Для поверхности загрузки, состоящей из множества мелких деталей, — насыпной, комбинированной — степень черноты выше, чем для поверхности отдельных деталей.

В работе [2] приведены данные по степеням черноты (излучательным способностям) различных сталей и сплавов. Так, для окисленной углеродистой стали рекомендованы значения ε от 0,86 до 0,91 при температурах соответственно от 300 до 800° С.

Ниже приведены примеры расчета времени нагрева и температуры печи для тонких загрузок.

Пример 1. Рассчитать время нагрева прутка диаметром 0,03 м из углеродистой стали до 1000° С в печи (газовой или электрической) с температурой 1200° С. Начальная температура детали 20° С, степень черноты ее поверхности $\varepsilon_{загр} = 0{,}8$.

Масса прутка при длине его, например, 1 м и плотности 7600 кг/м³ составляет 5,4 кг; площадь поверхности 0,094 м². Среднюю за период нагрева удельную теплоемкость стали принимаем равной 670 Дж/(кг·°С).

Определяем приведенный коэффициент излучения прутка:

$$C_{пр} = 5{,}7 \cdot 0{,}8 = 4{,}56 \text{ Вт/(м}^2 \cdot K^4).$$

По графику на рис. 4 находим, что значение ν равно 0,025. По формуле (5) рассчитываем время нагрева:

$$\tau = \frac{0{,}67 \cdot 10^3 \cdot 5{,}4}{4{,}56 \cdot 0{,}094} \cdot 0{,}025 = 210 \text{ с}.$$

Пример 2. Определить температуру печи, при которой такой же, как в предыдущем примере, стальной пруток диаметром 0,03 м будет нагреваться до температуры 1000° С за время 300 с, т. е. со скоростью около 3° С/с.

Из формулы (5) находим

$$\nu = \frac{300 \cdot 4{,}56 \cdot 0{,}094}{0{,}67 \cdot 10^3 \cdot 5{,}4} = 0{,}035 \ K^{-3}.$$

По графику на рис. 4 определяем температуру печи; она составляет 1120°С.

Анализ кривых нагрева излучением тонких загрузок при постоянной температуре печи показывает, что нагрев в этих условиях примерно до температуры $T_{загр} \approx 0{,}7T_{печи}$ практически не отличается от нагрева с постоянным тепловым потоком, причем чем выше температура печи, тем более наглядно это проявляется. При небольших значениях температуры загрузки второй член в скобках уравнения (1) относительно мал и не сказывается заметно на величине теплового потока, поступающего в изделие. Таким образом, начало нагрева тонкой загрузки в печи с постоянной температурой характеризуется постоянной скоростью нагрева.

В печи с конвективным теплообменом при постоянной температуре печи (равной температуре газа $t_г$) длительность нагрева тонкой загрузки (в с) составляет

$$\tau = \frac{cG}{\alpha_{конв} F_{загр}} \ln \frac{t_г - t_н}{t_г - t_к}, \qquad (8)$$

а длительность охлаждения (в с) равна

$$\tau = \frac{cG}{\alpha_{конв} F_{загр}} \ln \frac{t_н - t_г}{t_к - t_г}. \qquad (9)$$

Здесь $t_н$ и $t_к$ — соответственно начальная и конечная температуры загрузки, ° С; $F_{загр}$ — площадь поверхности загрузки, участвующей в теплообмене конвекцией, м².

При расчете нагрева и охлаждения конвекцией загрузок, состоящих из тонких изделий, когда газовый поток проходит сквозь загрузку, различают два этапа: 1) начальный, когда первые по направлению движения газа слои загрузки (это могут быть начальные участки длинных тонких изделий, например прутков, при движении газа вдоль их длины) нагреваются быстрее по сравнению с последующими вследствие наибольшего перепада температуры между ними и газом; и 2) установившийся, или регулярный, который характеризуется одинаковой скоростью подъема температуры всех слоев загрузки, так что нагрев происходит при постоянном тепловом потоке. Второй этап является определяющим для такого типа конвективных печей.

Перепад температуры (в °С) в загрузке на этом этапе (разность между температурой слоев на входе газа в загрузку и на выходе из нее) равен разности температур газа на входе в загрузку и на выходе и определяется из выражения

$$\Delta t = \frac{Q}{c_г G_г}, \qquad (10)$$

где Q — мощность, идущая на нагрев газа в печи, Вт; $c_г$ — удельная теплоемкость газа, Дж/кг·°С; $G_г$ — расход циркулирующего газа, кг/с.

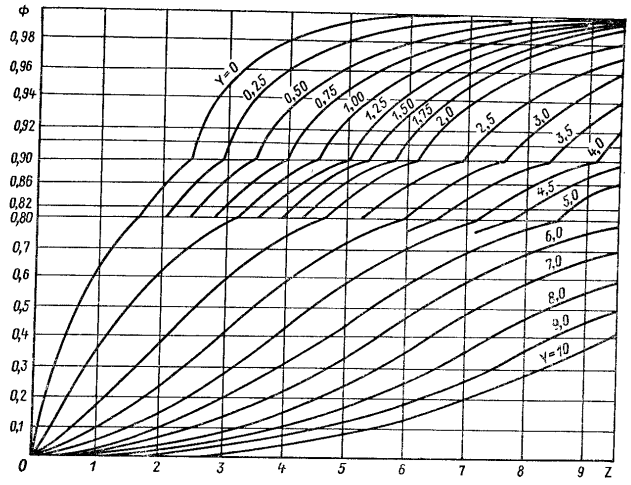


Рис. 5. График определения времени нагрева (охлаждения) конвекцией загрузок, состоящих из тонких деталей

Продолжительность нагрева (в с) на данном этапе определяется временем $\tau_р$, в течение которого температура газа на входе в загрузку достигнет рабочей температуры печи $t_{печи}$:

$$\tau_р = \frac{(t_{печи} - t_н - 0{,}5Q/c_г G_г - Q/\alpha F)}{Q/cG}, \qquad (11)$$

где F — полная, или суммарная, площадь поверхности деталей загрузки, омываемой газом, м².

При нагреве с постоянной температурой печи (равной температуре газа на входе в загрузку) время нагрева (или охлаждения) загрузки определяют с помощью рис. 5 (график Шумана).

На рис. 5 по оси ординат отложена относительная температура

$$\Phi = \frac{t_к - t_н}{t_г - t_н}, \qquad (12)$$

а по оси абсцисс — безразмерное время нагрева (охлаждения) загрузки

$$Z = \frac{\alpha F}{cG}\tau_t. \qquad (13)$$

На рис. 5 изображено семейство кривых безразмерной величины Y, характеризующей охлаждение газа (при нагреве загрузки) в направлении его течения:

$$Y = \frac{\alpha F_1}{c_г G_г}, \qquad (14)$$

где F_1 — суммарная площадь тепловоспринимающей поверхности загрузки от сечения на входе газа до рассматриваемого сечения, имеющего температуру $t_к$.

С помощью рис. 5 можно решать следующие задачи:

1) зная конечную температуру нагрева (охлаждения) и задавшись температурой и расходом газа, находить безразмерное время, а затем, при известных α, F, G, — время нагрева τ_t из соотношения (13);

2) задаваясь временем τ_t и температурой газа, определять конечную температуру нагрева загрузки $t_к$;

3) задаваясь температурами $t_к$ и $t_г$, определять необходимый расход газа через садку.

Пример 3. Определить время нагрева в электрической печи с принудительной конвекцией насыпной загрузки из мелких стальных деталей, имеющих форму цилиндра диаметром 0,01 м. Масса каждой детали 0,036 кг, площадь поверхности — 0,0016 м².

Расчет будем вести на 1 пог. м длины печи. Масса загрузки, приходящаяся на 1 м длины печи, составляет 80 кг, расход воздуха через садку на этой же длине печи равен 0,235 м³/с.

Конечная и начальная температуры деталей 600 и 10° С, температура газового потока 630° С. Коэффициент теплоотдачи в загрузке примем равным 80 Вт/(м²·°С). Удельная теплоемкость стали 670 Дж/(кг·°С).

Определяем полную (суммарную) площадь поверхности изделий в загрузке:

$$F = \frac{80}{0{,}036}\cdot 0{,}0016 = 3{,}55 \text{ м}^2.$$

Теплофизические константы воздуха для 630° С: удельная теплоемкость $c_г$ = = 1090 Дж/(кг °С); плотность $\gamma_г = 0{,}4$ кг/м³.

Расход воздуха

$$G_г = 0{,}235\cdot 0{,}4 = 0{,}094 \text{ кг/с}.$$

Относительная температура загрузки в конце нагрева [см. (12)]

$$\Phi = (600-10)/(630-10) = 0{,}95.$$

Безразмерный параметр [см. (14)]

$$Y = \frac{80\cdot 3{,}55}{1090\cdot 0{,}094} = 2{,}78.$$

Безразмерное время нагрева определяем по рис. 5: $Z = 8{,}7$.

Время нагрева загрузки находим из (13):

$$\tau_t = \frac{8{,}7\cdot 670\cdot 80}{80\cdot 3{,}55} = 1640 \text{ с}.$$

В конвективных печах атмосферой большей частью является воздух. На рис. 6—9 [9] даны зависимости коэффициента теплоотдачи конвекцией от скорости воздуха и характерного размера для тел простой конфигурации и некоторых видов насыпной загрузки. Если загрузка печи состоит из ряда одиночных деталей, относительно небольших по сравнению с размерами печной камеры, их можно свести к одиночным плите, цилиндру или шару и использовать соответствующие графики. При нагреве крупных деталей, занимающих значительную часть печного пространства, коэффициент теплоотдачи определяют отдельно для различных частей их поверхностей, используя графики для плиты, цилиндра и т. д. и выбирая среднее из полученных значений. Для труб, профилей, листов и т. п., когда воздух продувается вдоль пакета, следует, подсчитав эквивалентный диаметр, использовать данные для расчета α при движении воздуха в трубе [6]. Изделия, эквивалентный диаметр которых больше 12 мм (при использовании графика рис. 9), следует рассматривать как одиночные детали. В этом случае необходимо применять соответствующие графики, а на коэффициент теплоотдачи вводить поправку, равную 1,3, так как он увеличивается благодаря повышению турбулентности потока в слое [9].

Когда нагрев (или охлаждение) тонкой загрузки осуществляется совместным действием конвекции и излучения, т. е. когда нельзя пренебречь ни той ни дру-

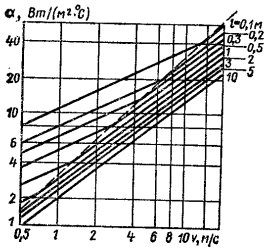


Рис. 6. Зависимость коэффициента теплоотдачи при вынужденном движении воздуха вдоль плоской стенки от скорости воздуха v и длины стенки l при температуре воздуха $t_в = 500°$ С. Для других температур $\alpha_t = \alpha\varepsilon_t$; для значений α, лежащих выше штриховой линии, поправка ε_t равна 1, для значений α ниже этой линии ε_t приведена ниже:

t, °С	0	100	200	300	400
ε_t	1,85	1,54	1,29	1,16	1,08
t, °С	500	600	800		1000
ε_t	1,0	0,93	0,82		0,74

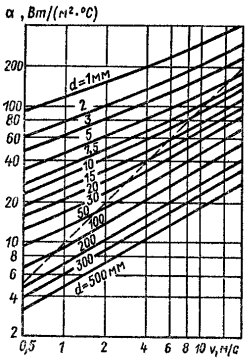


Рис. 7. Коэффициент теплоотдачи одиночного цилиндра в поперечном потоке воздуха в зависимости от скорости воздуха v и диаметра цилиндра d при $t_в = 500°$ С. Для других температур $\alpha_t = \alpha\varepsilon_t$; для значений α, лежащих выше штриховой линии, поправка ε_t равна 1, для значений α ниже этой линии ε_t приведена ниже:

t, °С	0	100	200	300	400
ε_t	1,27	1,19	1,12	1,06	1,02
t, °С	500	600	800		1000
ε_t	1,0	0,96	0,9		0,85

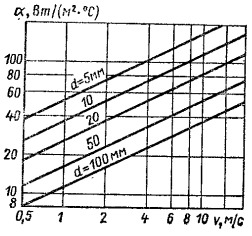
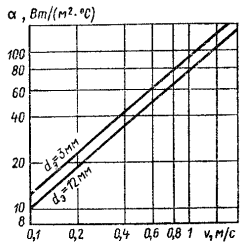


Рис. 8. Коэффициент теплоотдачи одиночного шара в потоке воздуха в зависимости от скорости воздуха v, диаметра шара d при $t_в = 500°$ С. При приближенных расчетах можно принять, что значения α не зависят от температуры

Рис. 9. Коэффициент теплоотдачи загрузки из мелких деталей при продувке воздуха сквозь нее в зависимости от скорости воздуха v и эквивалентного диаметра деталей $d_э$ при $t_в = 500°$ С. Для других температур $\alpha_t = \alpha\varepsilon_t$:

t, °С	0	100	200	300	400
ε_t	2,01	1,62	1,36	1,18	1,07
t, °С	500	600	800		1000
ε_t	1,0	0,91	0,78		0,68



гой составляющей общей теплопередачи, и температуры газа и печи можно принять равными между собой, суммарный тепловой поток в загрузку находят по формуле (3), а время нагрева — по (4). Если коэффициент теплоотдачи $\alpha_{изл}$ сильно изменяется в ходе нагрева, что имеет место при нагреве до высоких температур, продолжительность периода определяют по участкам, на которые разбивают весь температурный интервал от начальной до конечной температуры загрузки. Такое разделение на участки проводят для того, чтобы оперировать в расчетах усредненными — в пределах каждого участка — суммарными коэффициентами теплоотдачи. Средний коэффициент теплоотдачи определяется как среднее арифметическое начального и конечного значения α на участке. Общее время нагрева (или охлаждения) равно сумме значений τ на всех участках [8].

Когда температура печи и температура газа различаются между собой, находят отдельно тепловой поток излучением $Q_{изл}$ и конвекцией $Q_{конв}$ по соответствующим коэффициентам теплоотдачи $\alpha_{изл}$ и $\alpha_{конв}$. При этом следует учитывать, что поверхности загрузки, воспринимающие теплоту излучением ($F_{изл}$) и конвекцией ($F_{конв}$) в общем случае могут быть не равны:

$$Q_{изл} = \alpha_{изл} F_{изл} (t_п - t_{загр});$$

$$Q_{конв} = \alpha_{конв} F_{конв} (t_г - t_{загр}).$$

Суммарный тепловой поток в загрузку Q (в Вт) находят путем алгебраического сложения лучистого и конвективного потоков:

$$Q = Q_{изл} + Q_{конв}.$$

4. НАГРЕВ МАССИВНЫХ ЗАГРУЗОК

В массивной загрузке тепловое сопротивление на пути теплового потока от поверхности внутрь загрузки, а следовательно, и перепады температуры по ее сечению более или менее существенно влияют на протекание процесса нагрева и его длительность. В этом случае процесс нагрева определяется не только условиями теплопередачи от печи к нагреваемой поверхности, как при тонкой загрузке, но и характером распространения теплоты внутри загрузки.

В инженерных расчетах реальную массивную загрузку чаще всего представляют в виде тела простой формы — параллелепипеда или цилиндра, и рассматривают, как отмечалось выше, одномерную модель процесса нагрева. Принимают также, что теплообмен между загрузкой и печью с заданной температурой происходит по закону Ньютона:

$$q = \alpha (t_{печи} - t_{пов}),$$

где $t_{пов}$ — температура поверхности загрузки, °С.

Однако даже при этих допущениях зависимости, по которым можно определить температуру различных точек в сечении загрузки, достаточно сложны для вычислений, и поэтому для практических расчетов используют соответствующие графики. При этом исходят из того, что обычно бывает достаточно — и это соответствует задачам инженерных расчетов — определять температуру на по-

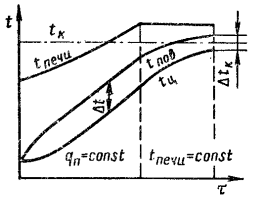


Рис. 10. Нагрев массивной загрузки в садочной печи

верхности и в центре загрузки, что позволяет получить и максимальный перепад по ее толщине, и определенное представление об изменении температуры по ее сечению.

При нагреве массивной загрузки в условиях постоянной температуры печи, что характерно, например, для второго этапа нагрева в садочной печи (рис. 10), используют широко распространенные в отечественной практике графики Будрина (рис. 11). Они предназначены для определения времени нагрева и охлаждения поверхности и середины пластины, а также поверхности и оси цилиндра. С их помощью можно решать различные задачи, связанные с процессами нагрева плоской и цилиндрической загрузок в печах с постоянной температурой, в том числе определять время нагрева поверхности загрузки до заданной температуры, находить перепады температуры в загрузке в заданные моменты времени и температуру, до которой нагревается поверхность и середина загрузки через определенные промежутки времени от начала нагрева.

В [12] изложены методы определения температуры различных точек поверхности или середины загрузок не по одной, а по всем их координатным осям. Эти методы необходимо использовать в случаях, когда размеры загрузки по разным координатам близки между собой и ее нельзя рассматривать как бесконечную пластину или цилиндр, иначе это приводит к завышению времени нагрева.

На графиках рис. 11 даны относительные температуры поверхности массивной загрузки

$$\Theta_{пов} = \frac{t_{печи} - t_{пов}}{t_{печи} - t_{нач}} \qquad (15)$$

и центра ее

$$\Theta_ц = \frac{t_{печи} - t_ц}{t_{печи} - t_{нач}} \qquad (16)$$

в зависимости от числа Био и числа Фурье ($t_{нач}$ — начальная температура разгрузки, одинаковая по сечению, °С).

Число Фурье, или относительное время, для пластины равно $Fo = a \cdot \tau / S^2$, для цилиндра $Fo = a\tau/R^2$, где $a = \lambda/c\gamma$ — коэффициент температуропроводности загрузки, м²/с; S — толщина пластины, м; R — радиус цилиндра, м.

При двустороннем симметричном нагреве загрузки, рассматриваемой в виде пластины, в числа Био и Фурье необходимо в качестве S подставлять половину ее толщины.

Данные по теплофизическим свойствам сталей γ, c, λ можно найти в работах [3, 6, 12, 14]. В табл. 2—4 приведены значения их для некоторых сталей.

Пример 1 [5]. Определить время двустороннего нагрева поверхности плоской загрузки в виде стальной плиты толщиной 200 мм до 850° С при постоянной температуре печи 900° С, а также найти перепад температуры по толщине плиты в момент окончания нагрева. Теплофизические данные загрузки: плотность металла $\gamma = 7850$ кг/м³; коэффициент теплопроводности $\lambda = 40{,}6$ Вт/(м·°С); удельная теплоемкость $c = 709$ Дж/(кг·°С). Начальная температура загрузки $t_{нач} = 20°$ С.

Предварительно рассчитанный средний за время нагрева в данных условиях коэффициент теплоотдачи составил $\alpha = 180$ Вт/(м²·°С).

Таблица 2. Плотность γ сталей, кг/м³ [3]

Марка стали	Температура, °С			
	100	400	700	1000
08	7832	7730	7613	7543
20	7834	7736	7617	7548
У8	7829	7731	7612	7485
30Х	7818	7718	7603	7525
30ХН3	7824	7727	7625	7522
50С2Г	7703	7605	7495	7392

Таблица 3. Средняя теплоемкость $c_{ср}$, Дж/(кг·°С), в интервале температур от 50° С до t °С [3]

Марка стали	Температура, °С											
	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100	1200	1300
08	486	502	519	540	561	590	628	682	703	695	695	—	—
20	486	502	519	540	561	590	628	703	703	695	691	—	—
У8	486	515	532	548	589	595	619	716	708	699	695	—	—
30Х	494	507	523	536	565	586	624	703	687	678	674	669	669
30Г2	477	494	511	528	548	582	615	687	669	662	653	662	669
50С2Г	502	511	528	544	565	595	628	695	687	678	678	678	678

Находим число Био:

$$Bi = \frac{180 \cdot 0{,}1}{40{,}6} = 0{,}443,$$

затем относительную температуру поверхности плиты в момент окончания нагрева по (15):

$$\Theta_{пов} = \frac{900 - 850}{900 - 20} = 0{,}0568.$$

По графику на рис. 11, *а* по найденной ординате и числу Био, равном 0,443, находим абсциссу Fo = 7,0. Определяем коэффициент температуропроводности плиты

$$a = \frac{40{,}6}{709 \cdot 7850} = 0{,}0728 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2/\text{с}$$

и затем время нагрева плиты из выражения для числа Фурье:

$$\tau = Fo \frac{S^2}{a} = 7 \cdot 0{,}1^2 / 0{,}0728 \cdot 10^{-4} = 9612 \text{ с}.$$

Для определения температуры средней плоскости загрузки — пластины — используем график на рис. 11, *б*, где по Fo = 7 и Bi = 0,443 находим ординату 0,07, представляющую собой относительную температуру средней плоскости плиты. Действительная температура этой плоскости равна [см. (16)]

$$t_ц = 900 - 0{,}07\,(900 - 20) = 838{,}5°\text{С}.$$

Таким образом, перепад температуры по толщине плиты к концу нагрева составляет

$$\Delta t_к = t_{пов} - t_ц = 850 - 838{,}5 = 11{,}5°\text{С}.$$

Таблица 4. Коэффициент теплопроводности λ, Вт/(м·°С) [3]

Марка стали	Температура, °С										
	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100
08	57,7	53,5	49,4	44,8	40,2	36,1	31,9	29,5	26,7	27,7	28,5
20	51,1	48,5	44,4	42,7	39,3	35,6	31,9	25,9	26,4	27,7	28,5
У8	48,1	45,1	41,4	38,1	35,2	32,7	30,1	24,3	25,7	26,9	28,6
30Х	46,5	44,4	42,3	38,5	35,6	31,9	28,8	26,1	26,7	28,0	28,8
30ХН3	36	36,9	36,9	36,5	35,2	33,5	29,3	26,1	26,4	27,7	28,8
50С2Г	28,5	30,2	31,1	31,1	31,1	30,2	28,0	25,1	25,6	26,4	27,7

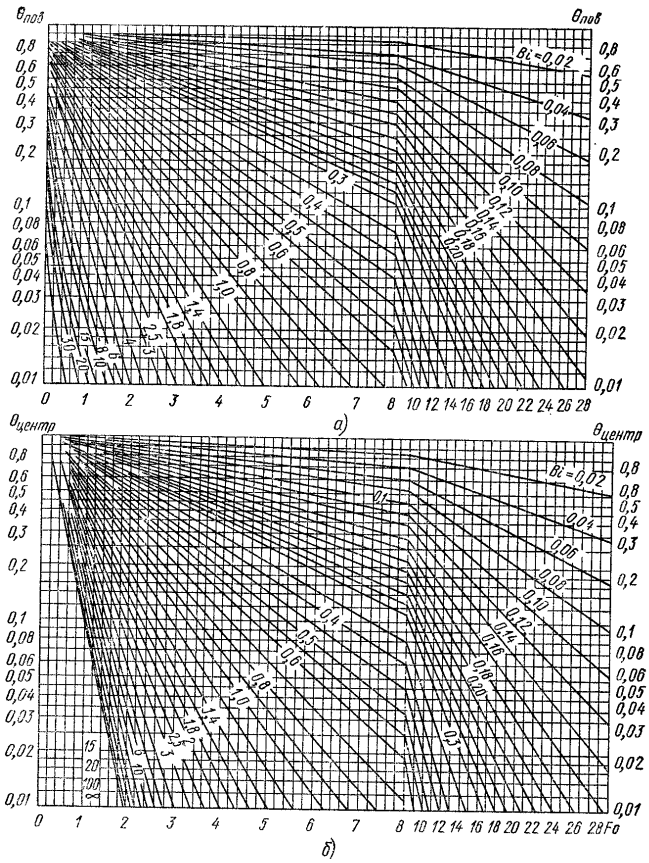
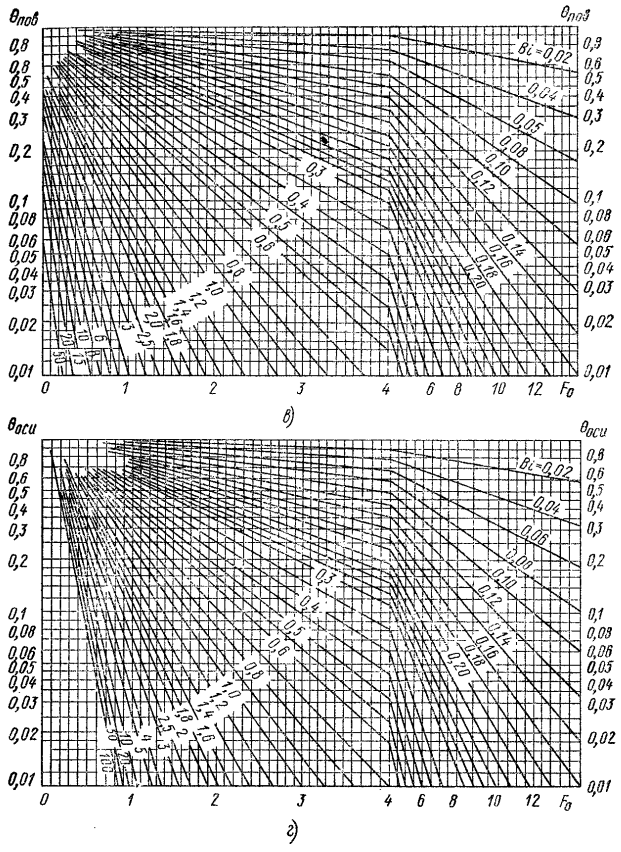


Рис. 11. Графики для рас

а — поверхность пластины; *б* — средняя плоскость пластины;

При расчете нагрева массивной загрузки в садочной печи следует иметь в виду, что к концу первого этапа нагрева в загрузке устанавливается параболическое распределение температуры. Чтобы воспользоваться графиками рис. 11 для расчета второго этапа, необходимо принять начальную температуру загрузки, равную некоторой средней температуре $t_{ср}$, по которой затем и определять $\theta_{пов}$ и $\theta_{ц}$. Для плиты $t_{ср} = t''_{пов} - 0{,}7\,\Delta t$, для цилиндра $t_{ср} = t''_{пов} - 0{,}6\,\Delta t$, где $t''_{пов} = t''_{загр}$ находится из (2).



чета нагрева или охлаждения:

в — поверхность цилиндра; *г* — ось цилиндра

Коэффициент теплоотдачи α при нагреве или охлаждении (на уровне высоких температур), когда имеет место теплообмен излучением или излучением совместно с конвекцией — величина, сильно меняющаяся в ходе процесса. В расчетах рекомендуется поступать аналогично изложенному выше — разбивать температурную кривую на ряд участков, усредняя на каждом значение α и принимая в качестве начальной температуры участка среднюю по сечению загрузки температуру в конце предыдущего участка. Для оценочных расчетов на рис. 12 [9]

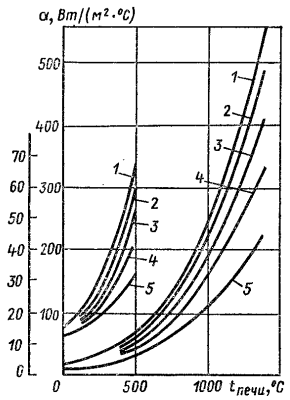


Рис. 12. Средний коэффициент теплоотдачи в печи в зависимости от ее температуры:
1 — сталь; *2* — медь; *3* — латунь; *4* — сталь в защитной атмосфере; *5* — алюминий

даны графики значений α для высокотемпературных электропечей без принудительной конвекции.

При охлаждении в среде с постоянной температурой массивной загрузки с одинаковой по сечению начальной температурой $t_{нач}$ для расчетов также используют графики на рис. 11.

Пример 2 [7]. Рассчитать время охлаждения стального слитка диаметром 0,4 м, имеющего равномерную температуру $t_{нач} = 950°$ С, до $t_{пов} = 200°$ С. Охлаждение ведется при температуре окружающей среды $t_{печи} = 20°$ С (на открытом воздухе).

Средние на данном температурном интервале значения теплофизических свойств загрузки: $\lambda = 35$ Вт/(м·°С), $a = 0{,}067 \cdot 10^{-4}$ м²/с, степень черноты поверхности слитка $\varepsilon = 0{,}8$.

Рассчитаем суммарный коэффициент теплоотдачи слитка в начале и в конце охлаждения. Найдем приведенный коэффициент излучения

$C_{пр} = 5{,}7 \cdot 0{,}8 = 4{,}56$ Вт/м²·К⁴

Коэффициенты теплоотдачи излучением и конвекцией в начале процесса [см. (3а)]

$$\alpha_{изл.н} = 4{,}56 \frac{\left(\frac{950+273}{100}\right)^4 - \left(\frac{20+273}{100}\right)^4}{950-20} = 110 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{°С)},$$

$$\alpha_{конв.н} = 2{,}56 \sqrt[4]{950-20} = 14{,}1 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{°С)}$$

(по формуле Нуссельта $\alpha_{конв} = 2{,}56 \sqrt[4]{t - t_в}$ при естественной конвекции на открытом воздухе для поверхности с температурой t и температурой воздуха $t_в$ [9]).

Коэффициенты теплоотдачи излучением и конвекцией в конце охлаждения рассчитывают аналогично:

$\alpha_{изл.к} = 11$ Вт/(м²·°С); $\alpha_{конв.к} = 9{,}4$ Вт/(м²·°С).

Среднее значение коэффициента теплоотдачи в рассчитываемом интервале температур

$$\alpha_{ср} = [(\alpha_{изл.н} + \alpha_{конв.н}) + (\alpha_{изл.к} + \alpha_{конв.к})] \cdot 0{,}5 = 72 \text{ Вт/(м}^2\cdot\text{°С)}.$$

Число $Bi = 72 \cdot 0{,}2/35 = 0{,}41$.

Загрузку считаем теплотехнически массивной. Так как коэффициенты теплоотдачи значительно изменяются в течение процесса, для расчета разбиваем интервал охлаждения на четыре температурных участка.

Первый участок (950—800° С).

Аналогично предыдущим расчетам определяем средний на участке коэффициент теплоотдачи и число Bi:

$\alpha_{ср_1} = 106{,}5$ Вт/(м²·°С);

$$Bi = \frac{106{,}5 \cdot 0{,}2}{35} = 0{,}61.$$

Относительная температура поверхности пластины

$$\Theta_{пов} = \frac{20-800}{20-950} = 0{,}84.$$

По графикам на рис. 11, *в* находим ориентировочно (для малых значений числа Фурье см. графики в [12]) $Fo = 0{,}07$, откуда время охлаждения

$$\tau_1 = \frac{0{,}07 \cdot 0{,}2^2}{0{,}067 \cdot 10^{-4}} = 418 \text{ с}.$$

По рис. 11, *г* (или [12]) определяем температуру центра загрузки, а затем по ней и температуре поверхности 800° С находим среднюю $t_{ср_1} = 925°$ С.

Второй участок (800—600° С):

$\alpha_{ср_2} = 72{,}3$ Вт/(м²·°С); $Bi = 0{,}41$; $\Theta_{пов} = 0{,}64$; $Fo = 0{,}4$;

$\tau_2 = 2400$ с; $t_{ср_2} = 690°$С.

Третий участок (600—400° С):

$\alpha_{ср_3} = 45{,}3$ Вт/(м²·°С); $Bi = 0{,}26$; $\Theta_{пов} = 0{,}57$;

$Fo = 0{,}9$; $\tau_3 = 5400$ с; $t_{ср_3} = 448°$ С.

Четвертый участок (400—200° С):

$\tau_4 = 16\,120$ с;

Полное время охлаждения слитка

$\tau = 418 + 2400 + 5400 + 16\,120 = 24\,338$ с.

При охлаждении массивной садки вместе с печью, когда интенсивность теплоотдачи на ее поверхности снижается во много раз, внутри загрузки температура выравнивается и она остывает как тонкое тело.

Нагрев при постоянном тепловом потоке к металлу имеет место, как показано выше, на первом этапе нагрева в садочных печах, а также в проходных печах непрерывного действия. Через некоторое время после начала нагрева, а именно когда $Fo > 0{,}3$ для пластины и $Fo > 0{,}25$ для цилиндра, в загрузке устанавливается регулярный режим, характеризуемый постоянной скоростью нагрева и неизменяющимися перепадами температуры внутри загрузки (если не учитывать зависимость ее теплофизических свойств от температуры). Из выражения для числа Фурье время наступления регулярного режима (в с) для пластины можно определить по формуле

$$\tau_0 = 0{,}3 \frac{S^2}{a}.$$

Температура поверхности плоской загрузки при двустороннем нагреве (в °С)

$$t_{пов} = t_{нач} + \frac{qS}{\lambda}\left(Fo + \frac{1}{3}\right). \quad (17)$$

Температура средней плоскости (в °С)

$$t_ц = t_{нач} + \frac{qS}{\lambda}\left(Fo - \frac{1}{6}\right). \quad (18)$$

Соответственно этому разность температур в сечении пластины

$$\Delta t = t_{пов} - t_ц = \frac{qS}{2\lambda}. \quad (19)$$

Температура поверхности к концу начального участка нагрева (в °С)

$$t'_{пов} = t_{нач} + 1{,}27\,\Delta t. \qquad (20)$$

Скорость повышения температуры загрузки при нагреве (в °С/с)

$$v = \frac{q}{c\gamma S}. \qquad (21)$$

Пример 3. Определить время двустороннего нагрева в садочной электрической печи стальной плиты толщиной $2S = 0{,}1$ м при постоянном тепловом потоке $q = 16\,250$ Вт/м². Плотность стали 7850 кг/м³, удельная теплоемкость 709 Дж/(кг·°С), коэффициент теплопроводности $\lambda = 40{,}6$ Вт/(м·°С), коэффициент температуропроводности $a = 0{,}0728 \cdot 10^{-4}$ м²/с. Начальная температура плиты 10° С, заданная температура нагрева $t_к = 900°\,С \pm 10°\,С$. При этом допускается, чтобы в конце нагрева заданной температуры достигла лишь поверхность, загрузки.

Определяем установившийся перепад температуры в сечении плиты [по 19]:

$$\Delta t = \frac{16250 \cdot 0{,}05}{2 \cdot 40{,}6} = 10°С.$$

Температура поверхности плиты к началу установившегося режима [по (20)]

$$t'_{пов} = 10 + 1{,}27 \cdot 10 = 22{,}7°\,С.$$

Скорость нагрева плиты в регулярном режиме [по (21)]

$$v = \frac{16250}{709 \cdot 7850 \cdot 0{,}05} = 0{,}058°С/с.$$

Время нагрева на начальном участке:

$$\tau_0 = 0{,}3\frac{S^2}{a} = 0{,}3\,\frac{0{,}05^2}{0{,}0728 \cdot 10^{-4}} = 108\text{ с}.$$

Время нагрева в регулярном режиме, т. е. от $t'_{пов}$ до $t_{пов} = 900°\,С$,

$$\tau_р = \frac{t_{пов} - t'_{пов}}{v} = \frac{900 - 22{,}7}{0{,}058} = 15050\text{ с}.$$

Суммарное время нагрева поверхности плиты

$$\tau = \tau_0 + \tau_р = 108 + 15050 = 15158\text{ с}.$$

За это время средняя плоскость достигнет температуры

$$t_ц = t_{пов} - \Delta t = 900 - 10 = 890°С,$$

что соответствует допустимому в данном случае отклонению температуры. Эти же данные были бы получены при расчете одностороннего нагрева плиты толщиной 0,05 м.

Для цилиндра, нагреваемого постоянным тепловым потоком, температура поверхности (в °С) в регулярном режиме нагрева

$$t_{пов} = t_{нач} + \frac{qR}{\lambda}\left(2Fo + \frac{1}{4}\right), \qquad (22)$$

а температура центра (в °С)

$$t_ц = t_{нач} + \frac{qR}{\lambda}\left(2Fo - \frac{1}{4}\right). \qquad (23)$$

Таблица 5. Продолжительность нагрева и выдержки (в мин) в зависимости от сечения детали (для углеродистой стали) [14]

Размер сечения детали, мм	Закалка		Отпуск	
	Нагрев	Выдержка	Нагрев	Выдержка
25	20/7	5/3	25/10	10/5
50	40/17	10/8	50/25	15/6
75	60/24	15/12	75/35	20/9
100	80/33	20/17	100/45	25/12
125	100/40	25/20	125/55	30/14
150	120/50	30/25	150/65	40/15
175	140/55	35/30	175/70	45/20
200	160/65	40/35	200/90	50/20

Примечания:
1. Числитель — пламенная печь, знаменатель — соляная ванна
2. Для легированной стали продолжительность должна быть увеличена на 25—40%.
3. Температура печи принимается на 10—30° выше заданной температуры закалки.
4. Продолжительность высокого отпуска легированной стали обычно принимается равной 1—3 ч.

Таблица 6. Продолжительность нагрева (в мин) в зависимости от отношения площади поверхности деталей F к их объему V [14]

Среда	Температура среды, °С	F/V		
		2	1	0,66
Расплавленная соль: 100% NaCl	850	4	15	32
	950	3	11	22
	1050	2	7	14
$NaNO_3 + KNO_3$ (1 : 1)	300	2,5	8	14
	450	2,5	6	10
	600	1,4	4	7
Масло машинное	100	14	23	32
	200	11	18	24
	300	8	14	19
Электрическая печь	300	33		60
	500	25		45
	750	20	—	26
	900	15		22

Перепад температуры в этом режиме (в °С)

$$\Delta t = t_{пов} - t_ц = \frac{qR}{2\lambda}. \qquad (24)$$

По сравнению с плоской загрузкой толщиной $2S$ цилиндрическая загрузка диаметром $2R = 2S$ нагревается, при прочих равных условиях, со значительно большей скоростью (не менее чем в 2 раза).

При числе $Fo = 0{,}25$ (начало регулярного режима) температура поверхности цилиндра, °С

$$t'_{пов} = t_{нач} + 1{,}5\,\Delta t. \qquad (25)$$

Для предварительной ориентации в значениях продолжительности нагрева приведены справочные табл. 5 и 6 [14].

Выравнивание температуры в массивной загрузке после нагрева может происходить двумя способами. При первом способе температура поверхности загрузки в конце нагрева доводится до конечной заданной температуры $t_к$. В ходе периода выдержки (в зоне выдержки проходной многозонной печи) температура поверхности загрузки поддерживается постоянной, а температура центра при этом увеличивается за счет теплоты, подводимой от печи. Время выравнивания $\tau_{вр}$ определяется моментом, когда между поверхностью и центром загрузки устанавливается допустимый перепад Δt.

Этот способ применяют в случаях, когда не допускается перегрев металла выше температуры $t_к$. Для расчета выравнивания температуры таким способом на рис. 13 приведены графики [12], показывающие взаимосвязь отношения перепада температуры Δt к начальному перепаду $\Delta t_{нач}$ и числа Фурье.

Пример 4. Определить время, необходимое для уменьшения до $\Delta t = 10°\,С$ перепада температуры насыпной плоской загрузки толщиной 0,2 м, в которой к концу нагрева, перед выдержкой, установился перепад $\Delta t_{нач} = 90°\,С$.

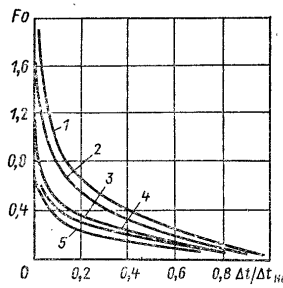


Рис. 13. График для расчета времени выравнивания температуры при постоянной температуре поверхности загрузки:

1 — бесконечная пластина; *2* — призма бесконечной длины с отношением ширины к высоте, равном 2; *3* — призма, ширина которой равна высоте сечения; *4* — цилиндр бесконечной длины; *5* — куб

Коэффициент теплопроводности загрузки $\lambda = 10$ Вт/(м·°С), коэффициент температуропроводности $a = 0{,}0465 \times \times 10^{-4}$ м²/с.

Определяем конечный относительный перепад:

$$\frac{\Delta t}{\Delta t_{нач}} = \frac{10}{90} = 0{,}11.$$

По кривой *1* (рис. 13) находим Fo = = 0,9.

Время выравнивания

$$\tau_{вр} = Fo\,\frac{S^2}{a} = \frac{0{,}9 \cdot 0{,}1^2}{0{,}0465 \cdot 10^{-4}} = 1945\ с.$$

Второй способ выравнивания температуры применяют тогда, когда допускается кратковременный перегрев металла выше конечной температуры нагрева. При этом способе поверхность загрузки нагревают до температуры $t^{н}_{пов}$, большей, чем $t_к$. Затем происходит выравнивание без поступления теплоты в загрузку, при этом температура поверхности снижается, а температура центра $t^{н}_{ц}$ увеличивается за счет перераспределения теплоты внутри загрузки. Время выравнивания при данном способе в несколько раз меньше, чем при первом способе. В процессе выравнивания средняя по сечению температура загрузки не изменяется.

Расчет процесса выравнивания по второму способу проводят по формулам, которые позволяют учесть параболическое распределение температуры в загрузке к концу нагрева перед выравниванием [13]:

$$t^{к}_{пов} = t^{н}_{пов} - 2\,\Delta t_{нач} f_{пов}; \qquad (26)$$

$$t^{к}_{ц} = t^{н}_{ц} - 2\Delta\, t_{нач} f_{ц}. \qquad (27)$$

Здесь $t^{к}_{пов}$ и $t^{к}_{ц}$ — температуры поверхности и центра в конце выравнивания (в °С), $f_{пов}$ и $f_{ц}$ — функции для поверхности и центра загрузки (рис. 14).

Пример 5. Определить продолжительность выравнивания до перепада $\Delta t =$ = 10° С насыпной плоской загрузки толщиной 0,2 м, которая к концу нагрева имела перепад $\Delta t_{нач} = 90°$ С при температуре на поверхности 970° С и в средней плоскости 880° С.

Выравнивание осуществляется без подвода теплоты к загрузке.

Коэффициент температуропроводности загрузки $a = 0{,}0465 \cdot 10^{-4}$ м²/с. Задача решается путем последовательного подбора величины искомого времени выдержки. Перебрав ряд значений $\tau_{вр}$, находим, что при $\tau_{вр} = 430$ с число Фурье

$$Fo = \frac{0{,}0465 \cdot 10^{-4} \cdot 430}{0{,}1^2} \simeq 0{,}2$$

соответствует значениям функций (см. рис. 14, *а*) $f_{пов} = 0{,}305$; $f_{ц} = -0{,}14$, откуда температура поверхности и центра к концу выравнивания

$$t^{к}_{пов} = 970 - 2 \cdot 90 \cdot 0{,}3\ 5 = 915°С;$$

$$t^{к}_{ц} = 880 + 2 \cdot 90 \cdot 0{,}14 = 905°С.$$

Таким образом, перепад температуры $\Delta t = 915 - 905 = 10°$ С, достигается при продолжительности выравнивания $\tau_{вр} = 430$ с.

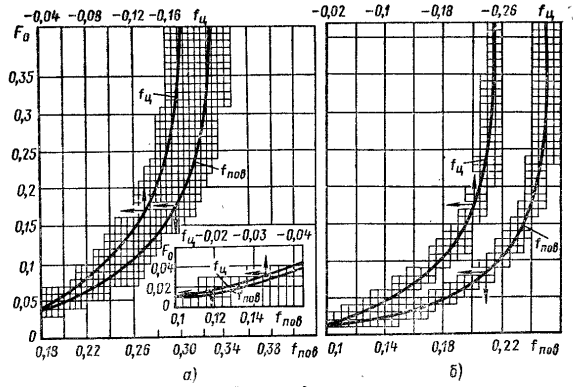


Рис. 14. Графики для функций $f_{пэв}$ и $f_{ц}$:

а — плоская загрузка; *б* — цилиндрическая загрузка

5. ТОЧНОСТЬ НАГРЕВА

Точность нагрева является одним из важных технологических требований, обеспечивающих качественное проведение процесса термической обработки. Между тем связанная с этим понятием терминология до настоящего времени недостаточно четко установлена, что создает известные трудности во взаимопонимании технологов и проектантов печей, в частности, при совместной работе над техническими требованиями и заданнями на разработку термического оборудования. Приведем некоторые определения, принятые в практике разработки одного из наиболее распространенных видов оборудования для термической обработки — электропечей сопротивления (ОСТ 16.0.682).

Под точностью нагрева понимают величину разности между наибольшей и наименьшей температурой в объеме или в сечении загрузки, которая устанавливается при работе печи в определенные моменты периодов нагрева, выдержки и охлаждения. В садочных печах эту разность — перепад температуры — определяют в объеме загрузки, в проходных печах — в сечении. По характеру техиологических требований точность нагрева чаще всего задается для периода выдержки.

Точность нагрева может быть определена как в пространстве, так и во времени; в первом случае она характеризуется равномерностью, во втором — стабильностью температуры. Равномерность температуры в соответствующих периодах режима нагрева измеряют разностью между наибольшей и наименьшей температурой в загрузке в какой-либо момент времени. Стабильность температуры определяют как величину наибольшего отклонения температуры загрузки, соответствующей каким-либо моментам процесса нагрева, с течением времени.

Согласно этим определениям источниками неравномерности температуры нагрева являются такие параметры загрузки и печи как, например, способ размещения деталей в садке, о чем уже было упомянуто выше, уровень температуры печи, определяющий время процесса, распределение температуры в печной камере, а источниками нестабильности температуры — динамические изменения в системе такие, как колебания свойств загрузки, вызванные, например, отклонениями размеров деталей, колебания температурного уровня в печи, связаниые с работой приборов контроля и регулирования температуры, изменения скорости транспортировки загрузки в проходной печи иепрерывного действия.

Для уменьшения перепадов температуры в садке следует выбирать оптимальный способ ее компоновки или, при заданном виде загрузки, наиболее эффективный способ передачи теплоты в нее. Например, при нагреве рулона ленты нередко оказывается рациональным, чтобы нагрев осуществлялся лишь со стороны торцов, а на боковых его поверхностях обеспечивалось отсутствие теплообмена. Компенсация влияния источников неравномерности, присущих конструкции печи, и источников нестабильности, характерных для системы в целом, осуществляется в печах за счет разделения рабочего пространства на тепловые зоны с независимым контролем температуры в них. При делении на зоны учитывают их размещение в печи по отношению к загрузке и узлам печной камеры в связи с их функциями по решению указанных задач. Так, в многозонных печах с передачей теплоты преимущественно излучением одни зоны могут быть предназначены, например, для предотвращения подстуживания загрузки со стороны углов футеровки, где имеются повышенные потери теплоты наружу, или со стороны проемов для загрузочно-разгрузочных операций и т. д., и расположены вблизи этих узлов печи. Другие зоны, с большей мощностью, ориентированы на основные тепловоспринимающие поверхности загрузки и предназначены главным образом для поддержания необходимой интенсивности нагрева и повторяемости режима.

Заданная точность нагрева реализуется в печах путем настройки терморегуляторов зон, для чего используют данные, получаемые расчетным путем и в ходе эксплуатации. Равномерности нагрева достигают выбором определенного соотношения между температурами отдельных зон. Для поддержания стабильности температуры вырабатывают соответствующие программы изменения во времени заданий для терморегуляторов.

Печи для термической обработки снабжаются различной степени сложности системами управления процессом нагрева, обеспечивающими, в частности, взаимодействие зон в ходе нагрева с целью получения заданной точности. Разработка крупных печных агрегатов и систем управления ими часто включает проведение описанных в начале главы уточненных тепловых расчетов путем математического, в том числе имитационного, моделирования с помощью цифровых ЭВМ.

При установлении требований по точности нагрева технологу необходимо иметь в виду, что из-за множества неучитываемых, случайных факторов, воздействующих на процесс термической обработки, точность нагрева носит в определенной степени вероятностный характер. Расчеты по определению перепадов температуры, например, в многослойных загрузках, учитывающие случайный характер компоновки загрузок [10], позволяют, в частности, выявить размеры возможного брака обрабатываемых деталей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Иванцов Г. П.** Нагрев металла. М.: Металлургиздат, 1948. 232 с.
2. **Излучательные** свойства твердых материалов: Справочник/Под общ. ред. А. Е. Шейндлина. М.: Энергия, 1974. 472 с.
3. **Казанцев Е. И.** Промышленные печи. Справочное руководство для расчетов и проектирования. М.: Металлургия, 1975. 368 с.
4. **Кауфман В. Г., Михайлов Л. А., Пылаев В. М.** Электрические печи с жидкими теплоносителями, М.: Энергия, 1973. 104 с.
5. **Кацевич Л. С.** Теория теплопередачи и тепловые расчеты электрических печей. М.: Энергия, 1977. 304 с.
6. **Кутателадзе С. С., Боришанский В. М.** Справочник по теплопередаче. М. — Л.: Госэнергоиздат, 1959. 414 с.
7. **Общепромышленные** электропечи непрерывного действия/А. В. Арендарчук, Н. М. Катель, В. Я. Липов, Г. К. Рубин, В. И. Филиппов. М.: Энергия, 1977. 248 с.
8. **Определение** времени нагрева при смешанном лучисто-конвективном нагреве/М. Б. Гутман, Г. К. Рубин, Л. А. Михайлов, З. А. Шуленина. — В кн.: Исследования в области промышленного электронагрева. Тр. ВНИИЭТО. 1965. М. ВНИИЭМ, вып. 1, с. 209—224.
9. **Свенчанский А. Д.** Электрические промышленные печи. М.: Энергия, 1975. 384 с.
10. **Селезнев Ю. Н.** Вероятностный характер свойств промышленных загрузок. — Электротехническая промышленность. Сер. Электротермия, 1976, вып. 11 (171), с. 17—18.
11. **Селезнев Ю. Н., Липов В. Я., Рубин Г. К.** Эффективная теплопроводность хаотически уложенных загрузок — Электротехническая промышленность Сер. Электротермия, 1976, вып. 1 (161), с. 9—11.
12. **Тайц Н. Ю.** Технология нагрева стали. М.: Металлургиздат, 1962. 568 с.
13. **Трейзон З. Л., Берзин В. А.** Приближенный расчет нагрева массивных изделий в электропечах сопротивления. — В кн.: Исследования в области промышленного электронагрева. Тр. ВНИИЭТО, вып. 5, М., Энергия, 1972, с. 7—11.
14. **Шмыков А. А.** Справочник термиста. М.: Машгиз, 1961, 392 с.

Глава 5

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

1. ПРОЕКТИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ — ЧАСТЬ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПОДГОТОВКИ ПРОИЗВОДСТВА

Разработка и отладка технологических процессов термической обработки является составной частью технологической подготовки производства, заключающейся в проектировании рациональных и прогрессивных способов изготовления отдельных деталей и сборочных единиц, обеспечении прямоточности технологических маршрутов при максимальном использовании оборудования и производственных площадей.

В процессе технологической подготовки производства решают задачи планирования всех этапов подготовки к производству нового изделия, отработки изделий на технологичность, собственно технологического проектирования (разработка технологических маршрутов и процессов), нормирования (расчеты трудности операций и материалоемкости деталей) и конструирования (оснастки, специального и вспомогательного оборудования).

Технологическая подготовка производства осуществляется на основе системы ГОСТов «Единая система технологической подготовки производства» (ЕСТПП), по которым установлены два вида технологических процессов: единичный — для изготовления изделий одного наименования и типовой —для группы однотипных или разнотипных изделий.

По основному назначению технологические процессы подразделяют на рабочие, применяемые для изготовления конкретного изделия в соответствии с требованиями рабочей технической документации, и перспективные, используемые как информационная основа для разработки рабочих технологических процессов при техническом и организационном перевооружении производства.

По степени детализации различают маршрутный технологический процесс, операционный и маршрутно-операционный.

Проектированию технологических процессов по отдельным видам обработки предшествует разработка технологического маршрута.

Разработка технологического маршрута осуществляется на основе рабочих чертежей. Рабочий чертеж полностью прорабатывается конструктором, и только он вправе изменить заданные требования. Однако при конструкторской проработке для повышения технологичности привлекаются службы главного технолога и главного металлурга. На этой стадии технической подготовки согласуются, исходя из требуемой прочности, вид и марка материала, вид термической обработки, задается твердость, радиусы переходов и т. п.

Место термической обработки в процессе изготовления отдельных заготовок и деталей устанавливается в межцеховом технологическом маршруте, который, как правило, разрабатывается службой технической подготовки производства отдела главного технолога.

В общем плане изготовления деталей операции термической обработки стараются провести перед чистовым, а если это возможно, то лучше перед окончательным этапом механической обработки.

Место термической обработки определяется ее целью. В обобщенном виде целью термической обработки являются ликвидация внутренних напряжений в материале деталей, улучшение обрабатываемости материала резанием, повышение механических свойств материала до значений, требуемых техническими

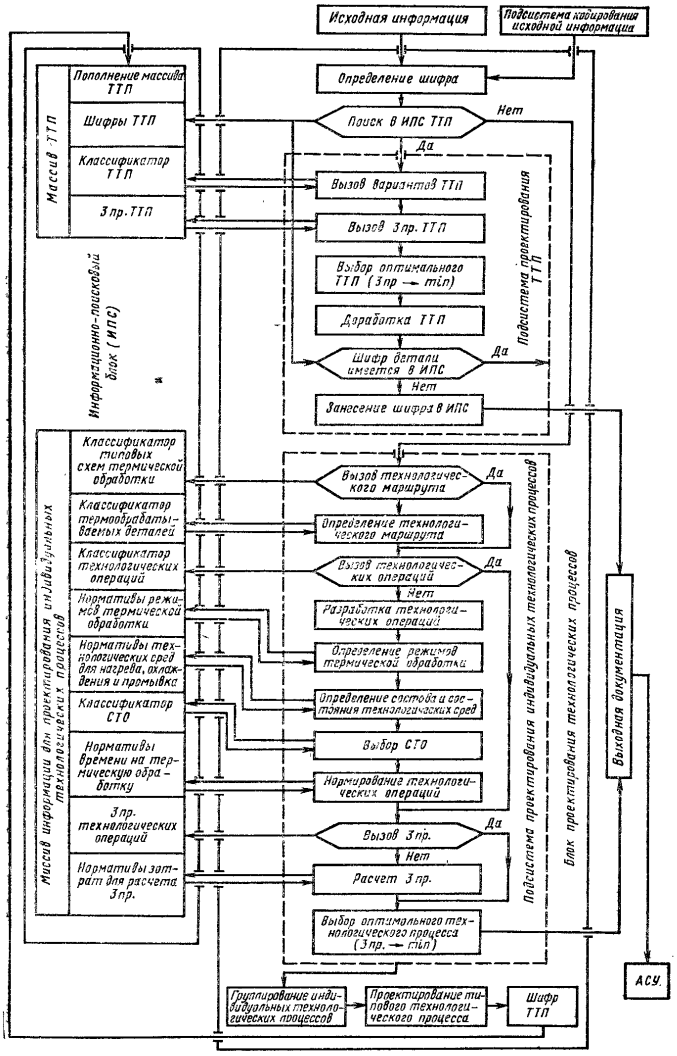


Рис. 1. Схема процесса алгоритмического проектирования технологических процессов термической обработки:
ИПС — информационно-поисковая система; ТТП — типовой технологический процесс; $З_{пр}$ — приведенные затраты; СТО — средства технологического оснащения; АСУ — автоматизированная система управления

условиями на изготовление детали, а также создание специальных свойств путем насыщения поверхности при химико-термической обработке.

В зависимости от целей и числа видов термической обработки, которым подвергается одна и та же деталь, она может быть предварительной и окончательной.

Непосредственно разработка технологических процессов термической обработки проводится при проектировании внутрицеховых технологических маршрутов.

Исходные данные для проектирования. Исходную информацию для разработки технологических процессов подразделяют на базовую, руководящую и справочную. В базовую информацию включают данные, содержащиеся в конструкторской документации на изделие (спецификации конструкторских документов, чертежи детали, технические условия) и плановые задания.

Рабочие чертежи и технические условия являются основными документами. По чертежу определяется вид термической обработки, зона обработки, твердость, окончательные размеры, параметры отдельных элементов детали. В технических условиях сформулированы требования к детали, не обозначенные на чертеже.

Плановые задания (производственная программа) позволяют определить при проектировании процесса тип производства (массовое, серийное, единичное), глубину проработки технологического процесса, вид оборудования (универсальное, специализированное).

Руководящая информация содержит данные, имеющиеся в стандартах всех уровней на технологические процессы и методы управления ими, оборудование и оснастку; в перспективных технологических процессах; производственных инструкциях. Она включает классификаторы заготовок, деталей, технологических процессов термической обработки, технологического оборудования и оснастки, разрядов работ и профессий, а также стандарты на марки материалов на технологическое оборудование, оснастку.

Справочная информация включает данные типовых технологических процессов термической обработки деталей и заготовок, прогрессивных методов обработки, содержащихся в каталогах, справочниках технологического оборудования и оснастки, материалах по выбору технологических параметров (температуры и скорости нагрева, времени выдержки, состава газовой атмосферы, расплава солей, технологических свойств охлаждающих сред и т. п.). К справочной литературе относятся методики технико-экономической оценки выбора процессов термической обработки, расчета экономической эффективности и типовые компоновки оборудования участков, цехов и поточных линий термической обработки.

Методика и последовательность проектирования технологических процессов термической обработки. Разработка технологических процессов термической обработки в общем случае включает следующие работы:

подбор типового технологического процесса;

определение последовательности и содержания технологических операций;

назначение и расчет режимов обработки;

выбор оборудования;

определение, выбор и заказ новых средств технологического оснащения (в том числе средств контроля и испытания);

нормирование процесса;

определение профессий и квалификации исполнителей;

организацию производственных участков;

выбор средств механизации и автоматизации элементов технологических процессов и внутрицеховых средств транспортировки;

составление планировок производственных участков и разработку операций перемещения изделий;

выбор тары для межцеховой транспортировки;

оформление рабочей документации на технологические процессы.

Технологический процесс термической обработки обычно состоит из основных (термических) и вспомогательных операций.

К основным (термическим) операциям относятся отжиг разных видов, нормализация, закалка, отпуск, цементация, нитроцементация, азотирование и др.

К вспомогательным операциям технологического процесса термической обработки деталей машин относятся операции, выполнение которых не оказывает существенного влияния на изменение механических, физических и структурных свойств деталей (промывка деталей от масла, очистка от окалины, травление, правка).

Операция термической обработки подразделяется на технологические переходы, осуществляемые одним рабочим или группой рабочих на определенном оборудовании. Например, операция объемной закалки может иметь переходы: загрузку печи, нагрев, выдержку; охлаждение в воде или масле.

Схема процесса алгоритмического проектирования технологических процессов термической обработки представлена на рис. 1 (по данным О. Н. Ткачевой).

2. ТИПИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Особенности технологических процессов термической обработки, связанные с применением печей, печей-ванн, установок ТВЧ и ТПЧ и заключающиеся в отсутствии контакта между нагреваемой деталью и нагревательными элементами, создают ряд технологических и организационных преимуществ при выполнении процессов термической обработки. В общем виде обработка в условиях объемного бесконтактного воздействия нагревающей (охлаждающей) среды характеризуется возможностью одновременной обработки значительного числа как однонменных, так и разноименных деталей, удобством применения различных приспособлений, простотой ориентации и перемещения деталей в рабочем пространстве, некоторой независимостью конструкции нагревательных элементов оборудования от геометрии и размеров обрабатываемых деталей (достаточно выдерживать только общую ориентацию без строгой фиксации деталей на приспособлениях или поду печей).

Под типизацией технологических процессов понимается комплекс следующих работ [2]:

классификация заготовок, деталей сборочных единиц;

систематизация и анализ возможных технологических решений по термической обработке объектов каждого классификационного подразделения (класса, группы, типа);

проектирование оптимального для данных производственных условий типового процесса термической обработки классификационного подразделения.

Эффективная разработка типовых и групповых технологических процессов в современных условиях может быть осуществлена только на базе конструкторско-технологической классификации [3]. На основе технологического классификатора деталей возможно применение прогрессивных средств вычислительной техники при подготовке производства. Технологический классификатор деталей используется совместно с общесоюзными классификаторами технико-экономической информации.

Технологический классификатор необходим для решения следующих задач:

группирования деталей по конструкторско-технологическому подобию для разработки типовых технологических процессов и внедрения группового метода обработки;

подетальной специализации производственных подразделений (участков, цехов, заводов);

повышения серийности за счет организации группового производства;

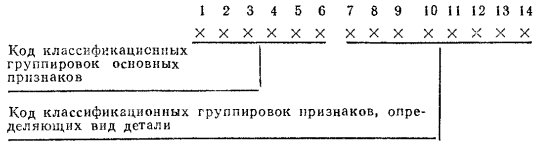
унификации и стандартизации технологических процессов;

выбора типов технологического оборудования;

адресования деталей к ранее разработанным типовым или групповым технологическим процессам.

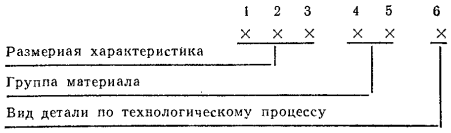
При использовании технологического классификатора и типовых технологических процессов достигается снижение трудоемкости и сокращение сроков технологической подготовки производства.

Кодирование деталей осуществляется буквенно-цифровым кодом. В структуре технологического кода деталей за каждым признаком закрепляется определенная позиция и значность. В классификаторе устанавливается 14-значная структура технологического кода детали, составленного из двух частей: кода классификационных группировок основных признаков (постоянная часть кода) и кода классификационных группировок признаков, определяющих вид детали (переменная часть кода).



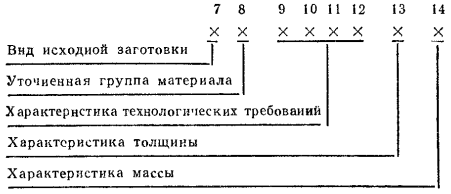
К основным признакам технологической классификации деталей относятся размерная характеристика, группа материала, вид детали по технологическому процессу.

Структура и значность кода, составленного из кодов классификационных группировок основных технологических признаков, имеет следующий вид:

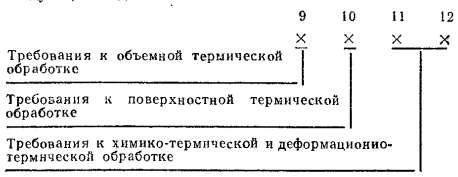


Для термически обрабатываемых деталей приняты следующие признаки технологической классификации: вид исходной заготовки, уточненная группа материала, характеристики технологических требований, характеристика толщины, характеристика массы.

Установленная структура и значность кода классификационных группировок признаков представлена ниже.



Структура и значность части кода характеристики технологических требований имеет следующий вид:



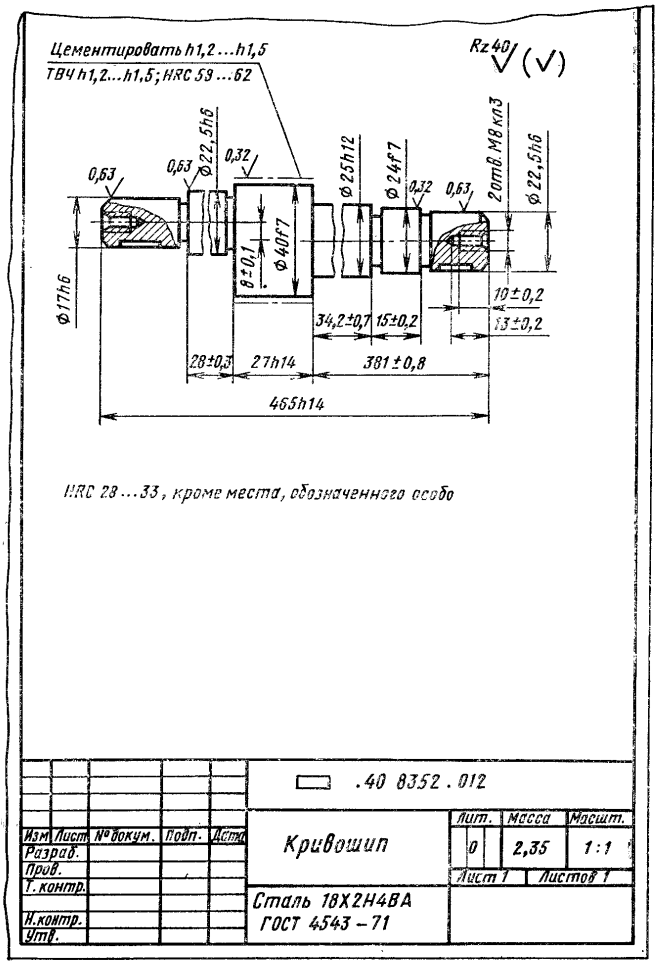


Рис. 2. Пример формирования конструкторско-технологического кода

Обозначение детали

408352 012

Код организации разработчика

Код классификационной группировки конструктивных признаков. Деталь общемашиностроительного применения — тело вращения, кривошип двусторонний, без наружной резьбы, с глухими центральными отверстиями в шипах

Порядковый регистрационный номер (условный)

Основные признаки технологической классификации детали

7А2 12 5

Размерная характеристика, мм:
Наибольший наружный диаметр 40
Длина 465
Диаметр центрального отверстия в

Материал — сталь легированная конструкционная (18Х2Н4ВА ГОСТ 4543-71)

Вид детали по технологическому процессу — деталь термически обрабатываемая

Технологическая классификация детали, термически обрабатываемой

5 в 3105 4 А

Вид исходной заготовки — поковка, предварительно термически не обработанная

Уточненная группа материала — сталь легированная конструкционная, хромоникелевольфрамовая

Характеристика технологических требований по термической обработке: объемная термическая обработка — HRC 28-33, поверхностная термическая обработка — по наружной поверхности ТВЧ на глубину 1,2-1,5 мм, химико-термическая обработка — цементация на глубину 1,2-1,5 мм

Характеристика толщины — толщина в месте максимального сечения 40 мм

Масса 2,35 кг

Конструкторско-технологический код детали

408352 7А2125.5831054А

Код конструкторских классификационных группировок

Технологический код детали

Полный конструкторско-технологический код детали

408352012.7А2125.5831054А

термически обрабатываемой детали — кривошип

Для получения полного конструкторско-технологического кода впереди добавляют код классификационных группировок конструктивных признаков и код организации разработчика.

На рис. 2 представлен пример формирования конструкторско-технологического кода термически обрабатываемой детали.

Основной типизации технологических процессов термической обработки является классификация:

объектов основного и вспомогательного производства;

технологических операций;

средств технологического оснащения (оборудования, приспособлений, контрольных приборов);

профессий рабочих.

Типовые технологические процессы разрабатывают на основе анализа множества действующих и возможных технологических процессов для типовых представителей групп изделий.

Типизация устраняет многообразие технологических процессов обоснованным сведением их к ограниченному числу типов и является базой для разработки стандартов на типовые технологические процессы.

Документация типового технологического процесса термической обработки оформляется в соответствии с требованиями ЕСТД (рис. 3—7).

Для разработки типовых процессов термической обработки решающее значение приобретает не число наименований деталей, подвергаемых обработке, а те их характеристики, которые определяют вид обработки и технологические параметры (состав контролируемой атмосферы, толщина слоя, температура обработки, марка стали).

При совпадении этих параметров представляется возможным обрабатывать значительное число деталей по одному режиму. В настоящее время на многих заводах применяют типовые процессы. Например, на автомобильных заводах масса большинства деталей колеблется от 0,015 до 10,0 кг, причем основную группу составляют детали массой от 0,6 до 3,5 кг. Для их изготовления в практике применяют сравнительно небольшое число легированных сталей, таких как 18ХГТ, 25ХГТ, 30ХГТ, 20ХГР, 25ХГР, 12Х2Н4, 12ХН3А, 20Х2Н4А и др. Многие из этих сталей имеют близкие технологические параметры обработки, поэтому при химико-термической обработке подавляющее большинство автомобильных деталей обрабатывается по типовым технологическим процессам (табл. 1).

Применение различных сталей не является препятствием для одновременной обработки. Из-за различия в содержании углерода и легированности скорость получения насыщаемого слоя на деталях из разных марок стали неодинакова.

Таблица 1. Типовые процессы и их удельный вес в общем объеме деталей, подвергаемых цементации и нитроцементации на современном автомобильном заводе

Вид химико-термической обработки	Толщина слоя, мм	Удельный вес процесса по массе, %
Нитроцементация:		
с последующей закалкой в масле и отпуском	0,15—0,3	6,3
	0,5—0,7	23,2
	0,8—1,1	16,1
с последующим охлаждением в контролируемой атмосфере	0,3—0,5	3,8
Цементация:		
с последующей закалкой в масле	1,0—1,4	23,9
	1,2—1,6	1,3
с последующим медленным охлаждением	1,0—1,4	12,2
	1,2—1,6	6,1
с последующей закалкой в прессах	1,2—1,6	7,1

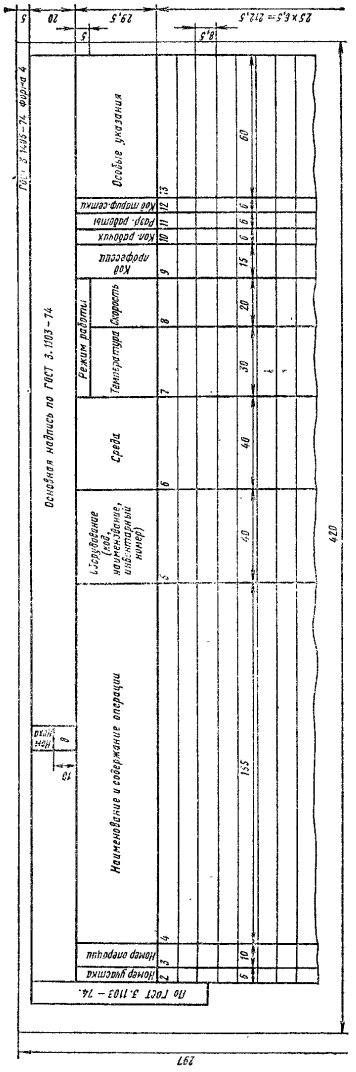


Рис. 3. Карта типового технологического процесса термической обработки (первый или заглавный лист)

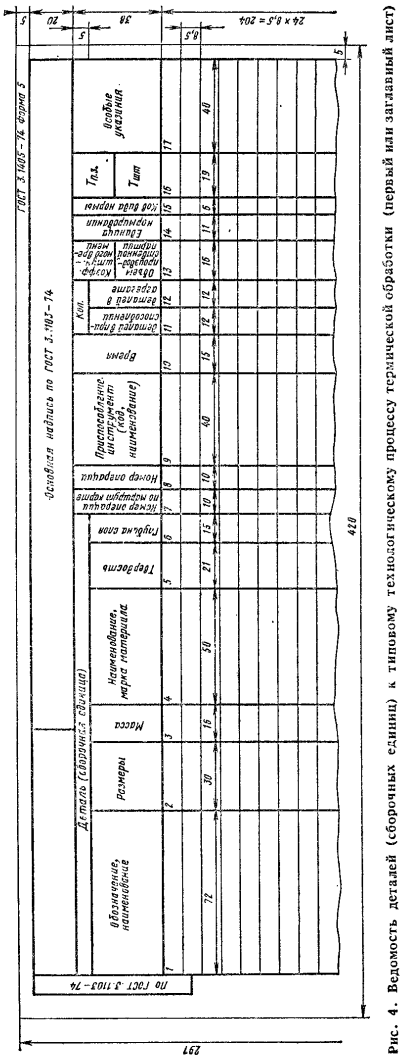


Рис. 4. Ведомость деталей (сборочных единиц) к типовому технологическому процессу термической обработки (первый или заглавный лист)

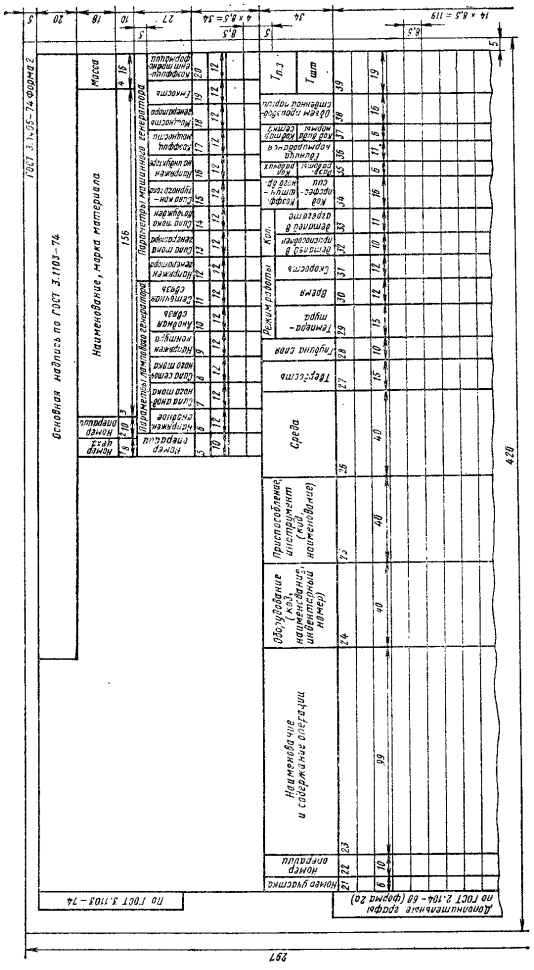


Рис. 5. Карта технологического процесса термической обработки с нагревом ТВЧ (первый или заглавный лист)

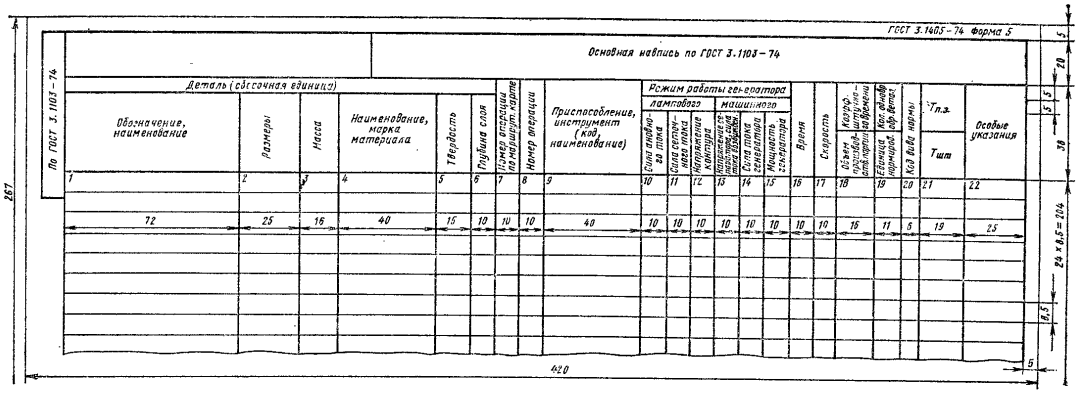


Рис. 6. Ведомость деталей (сборочных единиц) к типовому технологическому процессу термической обработки с нагревом ТВЧ (первый или заглавный лист)

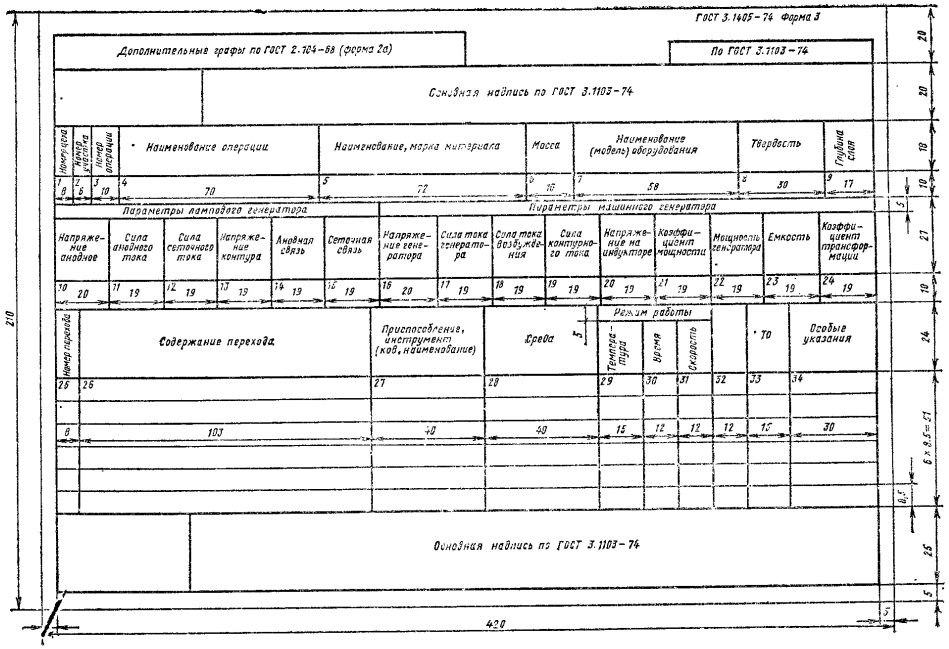


Рис. 7. Операционная карта термической обработки с нагревом ТВЧ (первый или заглавный лист)

В то же время по техническим условиям детали обрабатываются на различные глубины. Путем подбора создаются группы деталей, на которых за одно и то же время химико-термической обработки получается одинаковый слой, или за то же время получаются разные слои, но соответствующие требованиям технических условий. Именно поэтому возможна одновременная обработка столь большого числа разноименных деталей в одном и том же оборудовании.

В линии химико-термической обработки автомобильного завода без переналадки подвергаются нитроцементации 24 различные детали, значительно отличающиеся по массе и форме из нескольких марок стали (25ХГМ, 25ХГТ, 15Х, Сталь 20, Сталь 35, 30ХГТ) по следующему технологическому режиму: температура по зонам: I — 760° С; II—III — 860° С; IV — 830° С, период толкания 13 мин, общее время нитроцементации 312 мин, закалка в горячем масле (180° С), отпуск при температуре 150—170° С в течение 156 мин.

На основе типовых технологических процессов разрабатываются рабочие технологические процессы.

Процесс разработки включает отнесение обрабатываемого изделия на основании технологического классификатора к соответствующей классификационной группе; выбор по коду типового технологического процесса; уточнение выбранных средств технологического оснащения.

3. ЭКОНОМИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ВЫБОРА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Указанные в чертеже и технических условиях свойства деталей достигаются применением различных технологических процессов термической обработки. Выбор вида обработки, способа нагрева, оборудования зависит от многих факторов и прежде всего от объема и конкретных условий производства (имеющееся оборудование, используемое топливо для нагрева и т. п.).

Для выбора рационального технологического процесса необходимо провести сравнительный анализ вариантов. Он проводится на основе сопоставления приведенных затрат.

Приведенные затраты представляют собой сумму себестоимости и нормативной прибыли:

$$З_{пр\,i} = (C_i + E_н K_{уд\,i})\,N_i,$$

где $З_{пр}$ — приведенные затраты на годовой выпуск по i-му варианту технологического процесса термообработки, руб/т (руб/шт); C_i — себестоимость единицы продукции по i-му варианту, руб/т (руб/шт); $K_{уд\,i}$ — удельные капитальные вложения в производственные фонды по i-му варианту, руб; $E_н$ — нормативный коэффициент эффективности капитальных вложений; $E_н = 0{,}15$; N_i — заданный годовой выпуск продукции, т (шт).

Оптимальным считается технологический процесс, для которого приведенные затраты минимальны. Для выбора варианта процесса целесообразно рассчитать технологическую себестоимость термической обработки, так как предполагается, что применение рассматриваемых технологических процессов происходит в одних и тех же организационных условиях. В состав статей технологической себестоимости включаются только те затраты, которые изменяются в результате внедрения новых технологических процессов и оборудования.

В технологическую себестоимость термической обработки входят следующие статьи:

основные материалы (в случае, если новые технологические процессы термической обработки приводят к изменению материала или его расхода, как результата собственно термической обработки);

вспомогательные материалы для технологических целей;

заработная плата основных производственных рабочих;

дополнительная заработная плата;

отчисления на социальное страхование;

топливо и энергия на технологические цели;

расходы на содержание и эксплуатацию оборудования:

а) амортизация оборудования;

б) расходы по эксплуатации оборудования:

силовая электроэнергия,

заработная плата вспомогательных рабочих,

энергетические ресурсы (вода, пар, сжатый воздух);

в) ремонт;

технологическая оснастка (приспособления, поддоны, корзины, инструменты, штампы для закалочных прессов и т. п.);

расходы по содержанию производственной площади, занятой оборудованием;

прочие цеховые расходы.

Расчет технологической себестоимости термической обработки с достаточной степенью точности проводят на основе стоимости пече-часа работы оборудования. Стоимость пече-часа рассчитывают по каждому виду обработки (нормализации, отжигу, закалке, нитроцементации и т. п.), что особенно важно для универсального оборудования, в котором вследствие изменения вида термической обработки происходит значительное изменение часовой производительности.

В табл. 2 приведены порядок расчета себестоимости печа-часа ($C_{пч}$) работы оборудования, определяемой по формуле

$$C_{пч} = C_{всп} + C_{гт} + C_э + L_{осн} + L_д + L_{сс} + A + C_{эс} + L_{всп} +$$

$$+ C_{эр} + C_{рем} + C_{осн} + C_{пл} + C_ц.$$

Технологическая себестоимость термической обработки 1 т деталей представляет сумму себестоимости по каждой операции:

$$C_{т\,l} = \sum_{1}^{h} \frac{C_{пч\,l}}{Q_{ч\,l}},$$

где $Q_{ч\,i}$ — часовая производительность i-го оборудования, т; h — число операций в технологическом процессе.

Если в результате изменения технологического процесса термообработки изменяется вид материала, себестоимость определяется по формуле

$$C'_т = C_т + M.$$

Здесь M — стоимость 1 т материала обрабатываемых деталей; $M = \frac{(g_м Ц_м - g_{отх} Ц_{отх})\,q}{1000}$, где $q_м$ — норма расхода материала на деталь, кг; $g_{отх}$ — масса реализуемых отходов на деталь, кг; $Ц_м$ — цена 1 т материала с учетом транспортно-заготовительных расходов, руб; $Ц_{отх}$ — цена 1 т реализуемых отходов, руб; q — число деталей в 1 т.

Капитальные вложения для осуществления технологического процесса термообработки рассчитывают по формуле

$$K = K_б + K_{зд} + K_{осн},$$

где $K_б$ — балансовая стоимость оборудования (технологического, энергетического, вспомогательного), руб; $K_{зд}$ — затраты на производственную площадь, руб; $K_{осн}$ — затраты на оснастку, руб.

Балансовая стоимость оборудования устанавливается на основе оптовых цен с учетом затрат на транспортировку, монтаж, футеровку и расходов на освоение (или по данным предприятий)

$$K_б = \sum_{1}^{h} K_{т_l} n_l \eta_l,$$

где h — число операций в технологическом процессе; $K_{т_l}$ — стоимость единицы оборудования, руб/шт.; n_l — число единиц оборудования, необходимого для вы-

Таблица 2. Методика расчета себестоимости пече-часа работы термического оборудования

Наименование статьи затрат	Формула для расчета	Условные обозначения
Вспомогательные материалы для технологических целей $C_{всп}$	$C_{всп} = \sum_1^m g_{всп_i} Ц_{всп_i}$ или $C_{всп} = \sum_1^m \frac{k_i Q_{ч_i} Ц_{всп_i}}{100}$	$g_{всп_i}$ — норма расхода i-го материала, т/ч, м³/ч; $Ц_{всп_i}$ — цена единицы i-го материала; $Q_{ч_i}$ — часовая производительность i-го оборудования, т/ч; m — номенклатура используемых вспомогательных материалов; k_i — расход i-го материала в % от массы обрабатываемой продукции
Топливо и энергия на технологические цели: газ $C_{гт}$	$C_{гт} = Ч Ц_г$ или $C_{гт} = N_{уг} k_г Ц_г$	$Ч$ — среднечасовой расход газа, м³; $Ц_г$ — цена 1 м³, руб.; $N_{уг}$ — установленная мощность горелок, м³/ч; $k_г$ — коэффициент использования мощности горелок
электроэнергию $C_э$	$C_э = C_{э1} + C_{э2}$; $C_{э1} = \frac{N_{ун} Ц_{эг}}{F_{до}}$; $C_{э2} = N_{ун} k_э Ц_э$	$C_{э1}$ — плата за присоединенную мощность, руб/ч; $C_{э2}$ — плата за потребленную мощность, руб/ч; $N_{ун}$ — установленная мощность нагревателей; $Ц_{эг}$ — годовая плата за 1 кВ·А присоединенной мощности, руб.; $k_э$ — коэффициент использования установленной мощности; $F_{до}$ — действительный годовой фонд времени работы оборудования, ч; $Ц_э$ — дополнительная плата за каждый кВт·ч потребленной энергии, руб.
Заработная плата производственных рабочих (основная) $L_{осн}$	$L_{осн} = \sum_1^r l_i R_i \alpha$	l_i — часовая тарифная ставка i-го рабочего, обслуживающего оборудование, руб.; R_i — число рабочих i-го разряда; α — коэффициент, учитывающий премии и различные доплаты до часового фонда заработной платы; r — число рабочих различных разрядов
Дополнительная заработная плата $L_д$	$L_д = k_д L_{осн}$	$k_д$ — коэффициент, учитывающий дополнительную заработную плату
Отчисления на социальное страхование $L_{сс}$	$L_{сс} = k_{сс} (L_{осн} + L_д)$	$k_{сс}$ — коэффициент, учитывающий отчисления на социальное страхование
Расходы на содержание и эксплуатацию оборудования: амортизацию оборудования A	$A = \frac{K_б a}{F_{до} \cdot 100}$	$K_б$ — балансовая стоимость оборудования, руб.; a — годовая норма амортизации, %; $F_{до}$ — действительный годовой фонд времени работы оборудования, ч

силовую электроэнергию $C_{эс}$	$C_{эс} = \frac{N_{ум} k_{дм} k_{дв} Ц_э}{\eta}$	$N_{ум}$ — установленная мощность электродвигателей, кВт; $k_{дм}$ — коэффициент использования электродвигателей по мощности; $k_{дв}$ — коэффициент использования электродвигателей по времени; $Ц_э$ — цена за 1 кВт·ч активной энергии, учтенной счетчиком, руб.; η — КПД электродвигателей
заработную плату вспомогательных рабочих с начислениями $L_{всп}$	$L_{всп} = k_{всп} (L_{осн} + L_д + L_{сс})$	$k_{всп}$ — коэффициент, учитывающий соотношение между заработной платой с начислениями основных и вспомогательных рабочих
энергетические ресурсы $C_{эр}$	$C_{эр} = q_р Ц_р$	$q_р$ — расход ресурса, т/ч, м³/ч; $Ц_р$ — цена единицы ресурса, руб/т, руб/м³
ремонт $C_{рем}$	$C_{рем} = C_{рем.эл} + C_{рем.м}$; $C_{рем.эл} = \frac{P_э Ц_{рем.эл}}{F_{до}}$; $C_{рем.м} = \frac{P_м Ц_{рем.м}}{F_{до}}$	$C_{рем.эл}$, $C_{рем.м}$ — стоимость ремонта соответственно электрической и механической частн, руб./ч; $P_э$, $P_м$ — число единиц ремонтной сложности соответственно электрической и механической части оборудования, ед. $Ц_{рем.эл}$, $Ц_{рем.м}$ — стоимость содержания единицы ремонтной сложности собственно электрической и механической частей оборудования в год, руб.
Технологическая оснастка $C_{осн}$	$C_{осн} = \frac{g_{осн} Ц_{осн} - P_о Ц_о}{F_{до}}$	$g_{осн}$ — годовой расход оснастки (поддонов, приспособлений и т. п.), т; $P_о$ — масса реализуемых отходов за год, т; $Ц_{осн}$, $Ц_о$ — цена соответственно тоины осиастки и реализуемых отходов, руб.
Расходы по содержанию производственной площади, занятой оборудованием	$C_{пл} = \frac{S Ц_{пл}}{F_{до}}$	S — площадь, занимаемая оборудованием, м²; $Ц_{пл}$ — затраты на содержание 1 м² производственной площади в год, руб.
Прочие цеховые расходы при ручном труде и малой степени его механизации при значительной степени механизации и автоматизации труда	$C_ц = L_{осн} k_{нц}$; $C'_ц = (L_{осн} + A + C_{эс} + C_{эр} + C_{рем}) k'_{нц}$	$k_{нц}$ — коэффициент, учитывающий прочие цеховые расходы; $k'_{нц}$ — коэффициент, учитывающий прочие цеховые расходы по отношению к сумме затрат на заработную плату и расходов на эксплуатацию оборудования

полнения i-й операции; η_i — коэффициент занятости оборудования выполнением i-й операции.

Для нового оборудования $K_{т_i}$ рассчитывают по формуле

$$K_{т_i} = Ц_{т_i}(1 + \sigma_т + \sigma_с + \sigma_м),$$

где $Ц_{т_i}$ — оптовая цена единицы технологического оборудования, руб/шт; $\sigma_т$ — коэффициент, учитывающий транспортно-заготовительные расходы, связанные с доставкой оборудования; $\sigma_с$ — коэффициент, учитывающий затраты на фундамент и футеровку; $\sigma_м$ — коэффициент, учитывающий затраты на монтаж и освоение оборудования.

Затраты (в руб) на производственную площадь определяются по формуле

$$K_{зд} = \sum_{i=1}^{h} S_i n_i Ц_{зд},$$

где S_i — потребная площадь под i-й вид оборудования, м²/шт; n_i — число единиц оборудования i-го вида, шт; $Ц_{зд}$ — стоимость 1 м² производственного здания; h — число операций в технологическом процессе.

Капитальные вложения (в руб) в приспособления и оснастку

$$K_{осн} = \sum_{i-1}^{h} K_{осн_i} n_i,$$

где h — число операций в технологическом процессе; $K_{осн_i}$ — стоимость одного экземпляра оснастки для i-й операции, руб/шт; n_i — число единиц оснастки.

Стоимость единицы новой оснастки складывается из затрат на ее приобретение по оптовой цене или из стоимости ее проектирования и изготовления силами завода.

После расчета приведенных затрат вариант технологического процесса с минимальной их величиной рекомендуется к внедрению в производство.

Экономическая целесообразность внедрения технологического процесса тесно связана с правильным выбором оборудования и энергии для нагрева вследствие значительного удельного веса амортизации и стоимости топлива в структуре себестоимости термической обработки. При достижении одинакового качества обрабатываемых деталей в оборудовании с газовым и электрическим нагревом целесообразно использовать первое. С учетом капитальных вложений, необходимых для добычи, генерирования, транспорта и эксплуатационных расходов, удельные расчетные затраты на 1 мкг теплоты при использовании газа в несколько раз меньше, чем при электронагреве [1].

Выбор оборудования должен ориентироваться на использование наиболее мощных печей и их максимальную загрузку, чтобы исключить работу печей вхолостую. При правильном выборе оборудования уменьшаются как себестоимость термической обработки, так и удельные капитальные вложения, что ведет к минимизации приведенных затрат

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Донской А. В., Бронштейн Л. М.** Технико-экономическое сравнение затрат при применении разных энергоносителей. — Электротермия, 1965, вып. 48, с. 22—23.
2. **Методика** стандартизации типовых технологических процессов закалки, отпуска, отжига, нормализации и других видов физико- и химико-термической обработки. М.; ВНИИНМаш, 1972. 20 с.
3. **Методические** указания по опытному внедрению технологического классификатора деталей машиностроения и приборостроения. М.: ВНИИНМаш, 1973. 80 с.
4. **Технологический** классификатор деталей машиностроения и приборостроения. Ч. 1. М.: Изд-во стандартов, 1976, 168 с.

Глава 6

КОНТРОЛИРУЕМЫЕ АТМОСФЕРЫ

В современной технологии производства деталей машин и инструментов, деталей приборов и различных специальных устройств, а также в металлургии под контролируемыми атмосферами понимаются газовые среды, находящиеся во взаимодействии с металлами и сплавами в процессе их нагрева, выдержки при температурах нагрева и охлаждении при различных режимах термической и любой другой тепловой обработки.

В зависимости от требований производства применение контролируемых атмосфер имеет различные цели:

А. Защита металлов и сплавов от окисления (светлый отжиг, светлая закалка и др.), восстановление окислов (получение, например, порошков чистых металлов — вольфрама, молибдена, железа и др.) или окисление — получение окисных пленок заданной толщины (окисление полупроводников и никеля в электронной технике, получение ферритов).

Б. Защита стали от обезуглероживания (светлая закалка средне- и высокоуглеродистых сталей).

В. Обезуглероживание (светлый отжиг трансформаторной стали) или науглероживание (процесс газовой цементации стали, карбидирование вольфрама, молибдена и др.).

Г. Насыщение поверхностного слоя металлов и сплавов различными элементами из газовой фазы (например, азотирование, борирование и др.).

Конечный результат взаимодействия газов с металлами и сплавами определяется явлениями, протекающими во внешней среде — в газовой фазе; на поверхности раздела фаз — газовой и твердой и в объеме металла или сплава— твердой фазе. Закономерным является изучение и анализ результатов взаимодействия во взаимосвязи всех трех явлений.

В зависимости от характера химического взаимодействия с металлами и сплавами контролируемые атмосферы [1] подразделяют на три группы: 1) инертные газы; 2) неравновесные атмосферы — «агрессивные» газовые среды; 3) равновесные атмосферы.

1. ХАРАКТЕРИСТИКА КОНТРОЛИРУЕМЫХ АТМОСФЕР

Инертные газы

Инертные газы — атмосферы, не вступающие во взаимодействие ни с одним из металлов и сплавов и с углеродом. Инертные газы применяются в качестве защитных от окисления и обезуглероживания. Наиболее широкое применение в промышленности находят аргон и гелий (табл. 1). Они применяются в технологических процессах, а также для тех металлов и сплавов, при производстве которых не могут использоваться никакие другие атмосферы, например, при производстве тантала и ниобия. Для тантала и ниобия не применимы углеродсодержа-

[1] Классификация контролируемых атмосфер была впервые предложена автором в 1945 г., а затем была рассмотрена на Московской научно-технической конференции по термической обработке металлов в 1948 г. и опубликована в ряде работ [8].

Таблица 1. Характеристика инертных газов

Газ	Марка, ГОСТ или ТУ	Содержание примесей, об. %, не более				Водяной пар	
		Азот	Водород	Кислород	Углеводороды	Содержание, г/м³	Точка росы, °С
Аргон	А, ГОСТ 10157—79	0,01	—	0,003	—	0,032	—50
	Б, ГОСТ 10157—79	0,04	—	0,005	—	0,032	—50
	В, ГОСТ 10157—79	0,1	—	0,005	—	0,032	—50
	Особой чистоты МРТУ 6-02-377—66	0,005	—	0,001	—	0,02	—
Гелий	Технический МРТУ 55-77—66	0,12	0,06	0,005	0,005	0,032	—50
	Высокой чистоты МРТУ 55-77—66	0,005	0,0025	0,002	0,003	0,016	—55

щие атмосферы из-за образования карбидов, водородная атмосфера из-за высокой степени поглощения ими водорода. В этом случае возможна только обработка в вакууме или с применением инертных атмосфер.

Применение инертных атмосфер требует их тщательной очистки от кислорода, двуокиси углерода и других газов, а также глубокой осушки.

Неравновесные атмосферы

Неравновесные атмосферы — «агрессивные» газовые среды, не создающие в процессе взаимодействия с металлами и сплавами газов, затормаживающих процесс. Реакция взаимодействия протекает только в одном направлении; в обратном направлении реакция может протекать только в результате диссоциации окислов или их диспропорционирования.

Атмосфера O_2—N_2. Взаимодействие атмосферы O_2—N_2 с металлами и сплавами происходит по реакциям:

$$n\mathrm{Me} + \mathrm{O_2} \rightarrow m\mathrm{Me}_{n/m}\mathrm{O}_{2/m};$$

$$K_\mathrm{p} = 1/p_{\mathrm{O_2}};$$

$$n\mathrm{Me} + 1/2\mathrm{O_2} \rightarrow m\mathrm{Me}_{n/m}\mathrm{O}_{1/m};$$

$$K_\mathrm{p} = 1/p_{\mathrm{O_2}}^{1/2},$$

где K_p — постоянная равновесия реакций взаимодействия.

Указанная реакция протекает только слева направо: *атмосфера является окислительной*. Направление реакции в сторону диссоциации или диспропорционирования окислов возможно только при высоких температурах (выше равновесной) и особенно при снижении парциального давления кислорода (нагрев в вакууме).

Первый способ не применим, так как температура диссоциации окислов очень высока, поэтому практически широко используется второй способ.

Свободная энтальпия (изотермический термодинамический потенциал — энергия Гиббса) образования окислов ΔG_T^0 определяется зависимостью

$$\Delta G_\mathrm{T}^0 = \Delta H_\mathrm{T}^0 - \Delta S_\mathrm{T}^0 T,$$

где ΔH_T^0 и ΔS_T^0 — энтальпия и энтропия образования окислов.

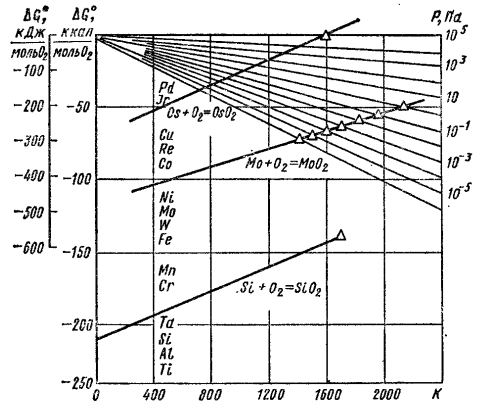


Рис. 1. Свободная энтальпия образования окислов металлов. Диаграмма равновесия $\Delta G_T^\circ - T$ (схема)

Свободная энтальпия связана с постоянной равновесия зависимостью

$$\Delta G_\mathrm{T}^0 = -RT \ln K_\mathrm{p}.$$

Наибольшая возможность процесса окисления определяется минимальным значением ΔG_T^0

$$\Delta G_\mathrm{T}^0 \rightarrow \Delta G_\mathrm{T}^0 \min.$$

Температурная зависимость значений ΔG_T^0 обычно имеет вид

$$\Delta G_\mathrm{T}^0 = A + DT \ln T + BT$$

или

$$\Delta G_\mathrm{T}^0 = A + BT$$

и изображается на диаграммах $\Delta G_\mathrm{T}^0 - T$ (рис. 1).

К настоящему времени свободная энтальпия образования окислов известна для всех чистых элементов и приводится в многочисленных справочниках.

На рис. 2 приведены значения свободной энтальпии образования окислов ΔG_{298}^0 элементов в зависимости от их положения в периодической таблице Д. И. Менделеева.

Определение условий взаимодействия металлов и сплавов при $p < 1{,}0$ осуществляется путем расчета свободной энтальпии образования окислов с учетом парциальных давлений кислорода. В этом случае на диаграмме $\Delta G_T^\circ - T$ строится дополнительная шкала $2{,}303RT \lg p$ или $2{,}303RT \lg \sqrt{p}$, позволяющая простым построением определить температуру диссоциации окислов.

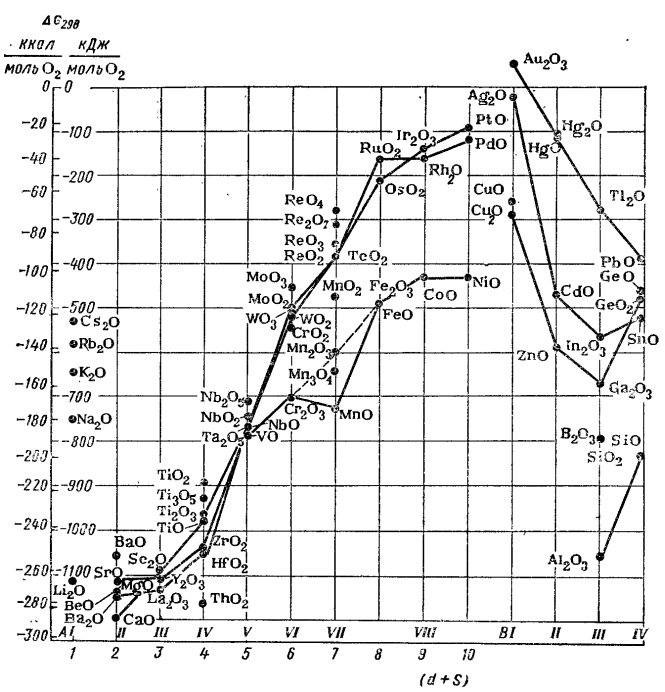


Рис. 2. Свободная энтальпия ΔG°_{298} образования окислов металлов в зависимости от их положения в периодической системе Д. И. Менделеева

Равновесные атмосферы

Равновесные атмосферы — газовые среды, имеющие в своем составе газы противоположного направления их химического взаимодействия с металлами и сплавами. Атмосферы являются равновесными при определенной температуре; отклонение от указанной температуры приводит к превалирующему тому или иному направлению реакции.

Равновесные атмосферы по принципу их применения подразделяют на четыре группы:

защитные (восстановительные) от окисления и обезуглероживания, для светлого отжига и нормализации, светлой закалки, пайки, восстановления порошков, спекания;

окислительные, для контролируемого окисления — создания окисных пленок;

науглероживающие — газовые карбюризаторы для газовой цементации, карбидирования, газового цианирования;

специальные, например, для азотирования, борирования, хромирования и других процессов химико-термической обработки металлов и сплавов.[1]

Защитные атмосферы. Физико-химическая сущность процессов взаимодействия контролируемых атмосфер с металлами и сплавами — конечный результат взаимодействия — определяется в основном термодинамическими и только частично кинетическими закономерностями.

При выборе состава контролируемых атмосфер определяющим является создание таких условий взаимодействия газов, при которых термодинамически возможен, например, только процесс восстановления окислов. Задача, таким образом, сводится к определению равновесного состава контролируемых атмосфер в зависимости от температуры, нахождению условий окисления или восстановления окислов.

Решение указанной задачи выполняется путем определения термодинамической функции — свободной энтальпии (энергии Гиббса) ΔG^{0}_{T}, Дж/моль O_2 [Дж/(г.-атом)], постоянной равновесия реакций взаимодействия K_p и построения кривых (диаграмм) их температурной зависимости.

Наиболее возможное состояние системы, как было указано ранее, определяется минимальным значением величины свободной энтальпии. С уменьшением свободной энтальпии (с увеличением ее отрицательного значения), что равнозначно увеличению постоянной равновесия, повышается возможность образования окислов.

Система находится в равновесии при $\Delta G^{0}_{T} = 0$, $K_p = 1$ ($\lg K_p = 0$).

В практике применения контролируемых (защитных) атмосфер имеют значение две системы:

$H_2 - H_2O - Me - MeO$ *;

$CO - CO_2 - Me - MeO$.

Основные реакции взаимодействия контролируемых атмосфер с металлами и сплавами

$$n\,Me + H_2O \rightleftarrows m Me_{n/m}O_{1/m} + H_2; \qquad (1)$$

$$K_{p1} = p_{H_2}/p_{H_2O};$$

$$n Me + CO_2 \rightleftarrows m Me_{n/m}O_{1/m} + CO; \qquad (2)$$

$$K_{p2} = p_{CO}/p_{CO_2}.$$

По диаграммам равновесия, построенным в координатах ΔG^{0}_{T}—T или для конкретной системы в координатах $\lg K - T^{-1}$ (табл. 2) (рис. 3), контролируемые атмосферы в зависимости от температуры могут иметь положительный или отрицательный потенциал — окислительный или восстановительный.

Потенциал определяется величиной разности K'—K_p или, например, для атмосферы H_2—H_2O величиной разности (H_2O)—p_{H_2O}**.

Состав контролируемой атмосферы во внешней среде регулируется направлением реакции водяного газа

$$CO_2 + H_2 \rightleftarrows CO + H_2O. \qquad (3г)$$

Данные по термодинамическим условиям взаимодействия контролируемых атмосфер с высоколегированными сталями и сплавами весьма ограничены. Для

[1] Специальные атмосферы рассмотрены в соответствующих разделах, относящихся к описанию процессов.

* MeO — сокращенное обозначение окислов.

** В даином и во всех последующих случаях объемное содержание газов в составе контролируемых атмосфер обозначается в скобках, например (H_2O), а равновесное парциальное давление — p_{H_2O}.

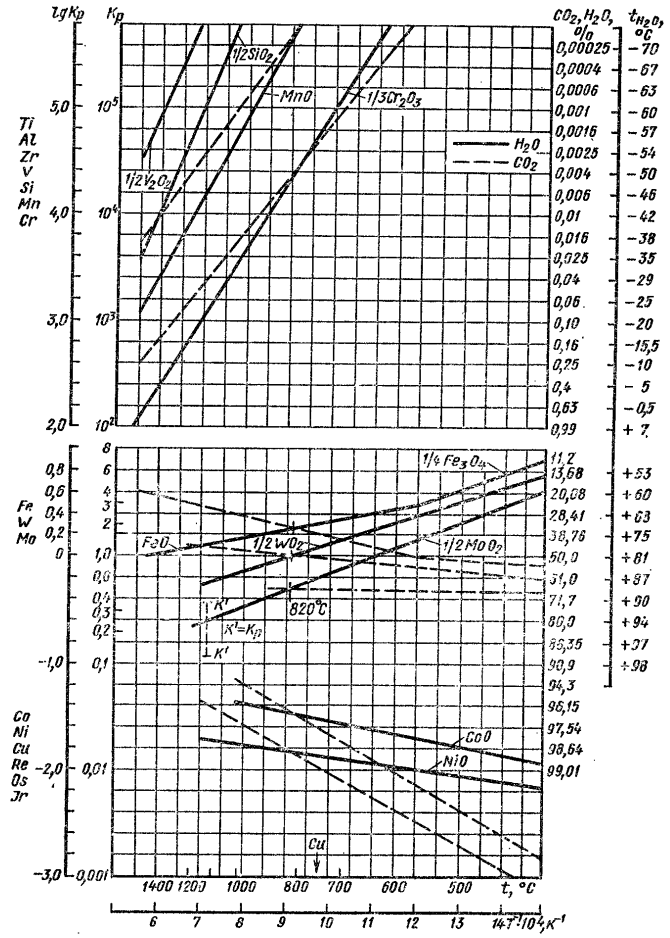


Рис. 3. Диаграмма равновесия $\lg K_p - T^{-1}$ взаимодействия контролируемых атмосфер $H_2 - H_2O$ и $CO - CO_2$ с металлами (штриховые кривые для атмосферы $CO - CO_2$):
$K' = K_p$, $H_2O = P_{H_2O}$ — условие равновесия;
$K' < K_p$, $H_2O > P_{H_2O}$ — отрицательный потенциал — окисление;
$K' > K_p$, $H_2O < P_{H_2O}$ — положительный потенциал — восстановление окислов

Таблица 2. Уравнения * для определения постоянной равновесия реакций взаимодействия газовых атмосфер $H_2 - H_2O$ и $CO - CO_2$ с металлами

Элементы и их окислы	$\lg K_p$ для реакций	
	(1)	(2)
	$K_{p_1} = P_{H_2}/P_{H_2O}$	$K_{p_2} = P_{CO}/P_{CO_2}$
Fe, $^1/_4Fe_3O_4$ при $T < 843$ K	$1455T^{-1} - 1{,}259$	$-234{,}7T^{-1} + 0{,}286$
Fe, FeO при $T > 843$ K	$724T^{-1} - 0{,}3915$	$-966{,}2T^{-1} + 1{,}1546$
(α—β) Ti, TiO	$18678T^{-1} - 1{,}855$	$16987T^{-1} - 0{,}308$
Ti, $^1/_3Ti_2O_3$	$15025T^{-1} - 1{,}471$	$13335T^{-1} - 0{,}075$
Be, BeO	$18634T^{-1} - 2{,}085$	$16944T^{-1} - 0{,}538$
Al, $^1/_3Al_2O_3$	$16041T^{-1} - 2{,}464$	$14351T^{-1} - 0{,}918$
Zr, $^1/_2ZrO_2$	$16096T^{-1} - 1{,}407$	$13406T^{-1} - 0{,}139$
V, $^1/_2V_2O_2$	$9868T^{-1} - 0{,}948$	$8178T^{-1} + 0{,}598$
V, $^1/_3V_2O_3$	$8438T^{-1} - 1{,}413$	$6747T^{-1} + 0{,}132$
Si, $^1/_2SiO_2$	$9748T^{-1} - 1{,}778$	$8057T^{-1} - 0{,}237$
Mn, MnO	$7343T^{-1} - 0{,}953$	$5653T^{-1} + 0{,}593$
Cr, $^1/_3Cr_2O_3$	$6488T^{-1} - 1{,}481$	$4798T^{-1} + 0{,}065$
W, $^1/_2WO_2$	$1326T^{-1} - 1{,}205$	$-364T^{-1} + 0{,}341$
Mo, $^1/_2MoO_2$	$1583T^{-1} - 1{,}753$	$-107T^{-1} - 0{,}207$
Co, CoO	$-728T^{-1} - 0{,}816$	$-2413T^{-1} + 0{,}729$
Ni, NiO	$-575T^{-1} - 1{,}305$	$-2265T^{-1} + 0{,}241$
Cu, Cu_2O	$-4313T^{-1} - 0{,}456$	$-6004T^{-1} + 1{,}090$

* Уравнения температурной зависимости термодинамических функций представлены на основе расчетов с использованием таблиц справочника «Термодинамические свойства газов», М., Машгиз, 1953. Для имеющей значение в расчетах процессов окисления, теплоемкости кислорода [кал/(моль·°С); Дж/(моль·К)] автором получены уравнения

$$C_p = 6{,}783 + 2{,}235 \cdot 10^{-3}T - 0{,}61 \cdot 10^{-6}T^2 - 0{,}8 \cdot 10^5 T^{-2};$$

$$C_p = 28{,}40 + 9{,}357 \cdot 10^{-3}T - 2{,}55 \cdot 10^{-6}T^2 - 3{,}35 \cdot 10^5 T^{-2}.$$

высокохромистой коррозионно-стойкой стали получена экспериментально подтвержденная зависимость (рис. 4)

$$\lg K_p = 6488T^{-1} - B,$$

где B — коэффициент, зависящий от содержания Cr:

% Cr (по массе)	11,6	13,0	18,0	25,0	100
B	2,14	2,028	1,951	1,857	1,481

Основой выбора требуемого состава контролируемых атмосфер являются диаграммы равновесия. При практическом использовании диаграмм равновесия необходимо иметь в виду, что они являются именно равновесными и действительны только для данных газовых смесей (систем). Изменение состава атмосферы (особенно в рабочем объеме печи) приводит к нарушению условий равновесия.

При использовании контролируемых атмосфер для целей регулируемого окисления кроме термодинамических условий взаимодействия газов с металлами вступают в силу кинетические закономерности, определяющие скорость процесса окисления.

Изучение кинетических закономерностей сводится к экспериментальному определению постоянной скорости реакции k, нахождению постоянной A и энергии активации Q уравнения Аррениуса:

$$k = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

путем построения графика, обычно прямолинейной зависимости,

$$k = A - BT^{-1}.$$

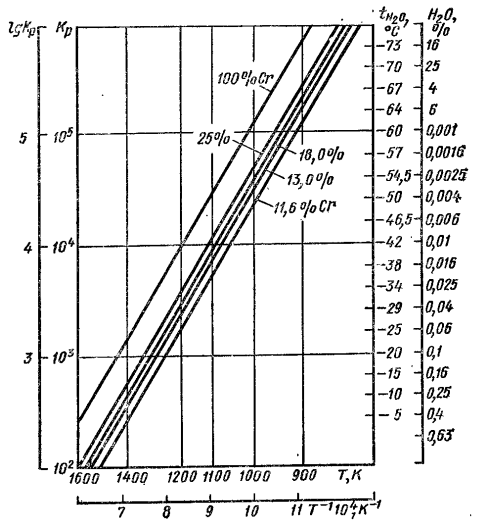


Рис. 4. Диаграмма равновесия атмосферы H_2 — H_2O с хромистой сталью

К настоящему времени с большей или меньшей точностью известны значения k, A и Q для условий взаимодействия с кислородом металлов Fe, Ni, Cu, W, Mo, Ta, Nb, Zn, Ti. Имеются также данные по взаимодействию с некоторыми металлами водяного пара и двуокиси углерода (рис. 5 и 6).

Однако следует заметить, что все указанные данные относятся к предельно-максимальному значению окислительного потенциала атмосферы, т. е. к случаю, когда в любом исследуемом интервале температур реакции взаимодействия с кислородом и реакции (1), (2) протекают только в направлении окисления.

Определяющим условием роста окисной пленки для данного состава атмосферы являются величина k, полученная из эксперимента, и потенциал окисления (H_2O)—p_{H_2O} и (CO_2) — p_{CO_2}.

Закономерности взаимодействия равновесных контролируемых атмосфер в процессах окисления и восстановления окислов металлов и сплавов. Установлены четыре закономерности их взаимодействия.

Первая закономерность. По отношению к постоянной равновесия железа элементы подразделяют на две группы. К первой группе относятся W, Mo, Co, Cu, Ni, постоянная равновесия которых меньше постоянной равновесия железа. Регулирование состава контролируемой атмосферы для нагрева стали, легированной указанными элементами, производится по значению постоянной равновесия для железа.

Ко второй группе относятся Cr, Mn, Si, V, Zr, Al, Ti и др., постоянная которых больше постоянной равновесия железа. Регулирование состава контролируемых атмосфер для нагрева стали, легированной указанными элементами, должно проводиться по максимальному значению постоянной равновесия с учетом содержания легирующего элемента в стали или сплаве.

Так, например, для наиболее широко применяемых хромистой и хромоникелевой сталей (типа Х13, Х18Н10, нихрома) элементом, определяющим условия

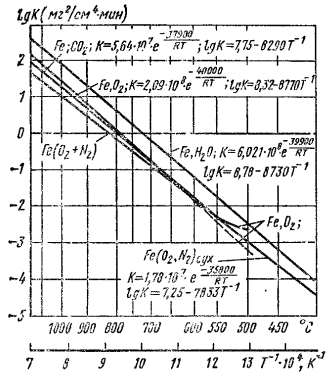


Рис. 5. Кинетика окисления железа в кислороде, водяном паре и двуокиси углерода (по данным В. В. Ипатьева, ЛГУ)

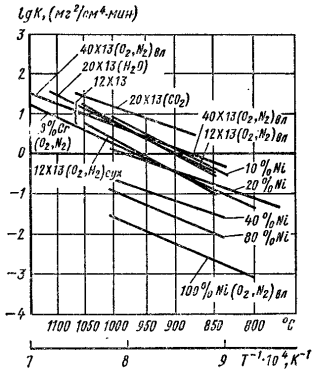


Рис. 6. Кинетика окисления стали и железоникелевого сплава в воздухе, водяном паре и двуокиси углерода (по данным В. В. Ипатьева, ЛГУ)

окисления и восстановления окислов, является хром с предельным содержанием свыше 11,6% (по массе).

Таким образом, первая закономерность взаимодействия контролируемых атмосфер с металлами определяет условия регулирования состава атмосферы в зависимости от содержания легирующих элементов в стали и сплаве.

Вторая закономерность. По условиям взаимодействия с контролируемыми атмосферами различных типов элементы подразделяют на три группы.

К первой группе относятся Fe, W, Mo, Co, Ni, Cu, равновесие атмосфер с которыми может быть достигнуто по реакциям (1) и (2). Возможен безокислительный нагрев указанных элементов в вакууме.

Ко второй группе относятся Cr, Mn, Si, V, равновесие атмосфер с которыми в области сравнительно высоких температур может быть достигнуто только по реакции (1).

К третьей группе относятся Zr, Al, Be, Ti, Mg и др., равновесие атмосфер с которыми не может быть достигнуто даже по реакции (1) при практически достижимой степени осушки газа до точки росы —70° С. Достижение равновесия и восстановление окислов каждого из этих элементов может происходить в атмосфере чистого водорода, но обязательно с применением геттеров — веществ, обладающих бо́льшим сродством к кислороду, чем взаимодействующий элемент.

Таким образом, вторая закономерность взаимодействия контролируемых атмосфер с металлами определяет возможность применения атмосфер обеих систем для Fe, W, Mo, Co, Ni, Re, Cu; применение только атмосферы типа H_2—H_2O для Cr, Mn, Si; ограниченное (только с геттерами) применение атмосферы H_2—H_2O для Zr, Al, Be, Nb и др.

Третья закономерность. При температуре 820° С для всех элементов постоянные равновесия реакций (1) и (2) имеют одинаковые значения. При этой температуре на диаграмме кривые равновесия обеих реакций пересекаются. Это является следствием протекания реакции водяного газа (3 ч).

По отношению к постоянной равновесия реакций образования водяного пара (реакция $2H_2 + O_2 \rightleftarrows 2H_2O$) и двуокиси углерода (реакция $2CO + O_2 \rightleftarrows 2CO_2$) элементы подразделяют на две группы.

К первой группе относятся Re, Co, Ni, Cu, Fe, W, Mo (при взаимодействии с CO_2), для которых постоянная равновесия реакций (1) и (2) увеличивается с повышением температуры — равновесное содержание H_2O и CO_2 в атмосфере по-

нижается. Для данного состава атмосферы окисление происходит при температуре выше равновесной, а восстановление окислов, наоборот, — при низких температурах.

Ко второй группе относятся Mn, Cr, V, Si, а также W, Mo, Fe (при взаимодействии с H_2O); для этих элементов постоянная равновесия реакций (1) и (2) уменьшается с повышением температуры, равновесное содержание H_2O и CO_2 в атмосфере повышается, т. е. облегчаются условия восстановления окислов. Окисление происходит при температуре ниже равновесной.

Атмосферы H_2—H_2O и CO—CO_2 имеют противоположный характер взаимодействия с железом (вольфрамом и молибденом): так, атмосфера H_2—H_2O, при определенном значении постоянной равновесия, является окислительной при низких температурах и восстановительной при высоких, тогда как атмосфера CO—CO_2 — наоборот, является восстановительной при низких температурах и окислительной при высоких.

Третья закономерность — взаимодействие контролируемых атмосфер различных типов с металлами (или сталью и сплавами) — зависит от температуры применения.

Четвертая закономерность. Указанная закономерность взаимодействия контролируемых атмосфер с металлами (сплавами или сталью) вытекает из совместного анализа термодинамических и кинетических особенностей процессов окисления и восстановления окислов.

В области окисления (для элементов второй группы см. третью закономерность) при температуре ниже равновесной существует максимум скорости окисления, как результат противоположных изменений термодинамического потенциала и скорости окисления в зависимости от температуры. Эта закономерность подтверждена экспериментально.

При температуре равновесия термодинамический потенциал и скорость окисления равны нулю; с понижением температуры увеличивается термодинамическая возможность окисления (понижается значение свободной энтальпии, повышается постоянная равновесия) — металл находится в условиях окисления; скорость же реакции окисления от нулевого значения при температуре равновесия увеличивается до определенного значения, а затем постепенно уменьшается с понижением температуры, стремясь к минимальному значению. Отсюда и появляется максимум скорости окисления при температуре, близкой к равновесной. При температурах выше равновесной металл находится в условиях восстановления окислов; в этом случае с повышением температуры увеличивается термодинамическая возможность, а также скорость восстановления окислов, резко ускоряется процесс восстановления окислов.

Так происходит при взаимодействии атмосфер H_2—H_2O и CO—CO_2 с элементами Mn, Cr, Si, Zr, Ti и атмосферы H_2—H_2O с W, Mo и Fe.

При взаимодействии атмосфер H_2—H_2O и CO—CO_2 с металлами Cu, Ni, Co, Re и атмосферы CO—CO_2 с W, Mo и Fe при температуре ниже равновесной проявляется максимум скорости восстановления окислов.

Указанная четвертая закономерность иллюстрируется схемой рис. 7 и кривыми рис. 8.

Нагрев в вакууме. По условиям возможности достижения температуры диссоциации окислов в твердом состоянии элементы подразделяют на три группы:

1) элементы, диссоциация окислов которых возможна при нормальном давлении 10^5 Па (760 мм рт. ст.), — Ag, Pt, Pd, Jr, Rh, Ru, Os;

2) элементы, диссоциация окислов которых возможна при определенном разряжении — остаточном парциальном давлении кислорода (нагрев в вакууме)— Cu, Re, Ni, Co, Mo, W, Fe;

3) элементы, диссоциация окислов которых невозможна при любом, практически достижимом разряжении ($p = 10^{-8}$ Па) — Mn, Cr, Ta, V, Si ... Ti, Th.

Безокислительный нагрев в вакууме возможен только металлов 1-й и 2-й групп или сплавов на основе Fe и Ni с легирующими элементами 3-й группы, но при минимальной концентрации с учетом их влияния на активность кислорода в твердом растворе или химических соединениях, однако при этом возможен процесс внутреннего окисления. Возможен безокислительный нагрев сплавов типа W—Mo—Re.

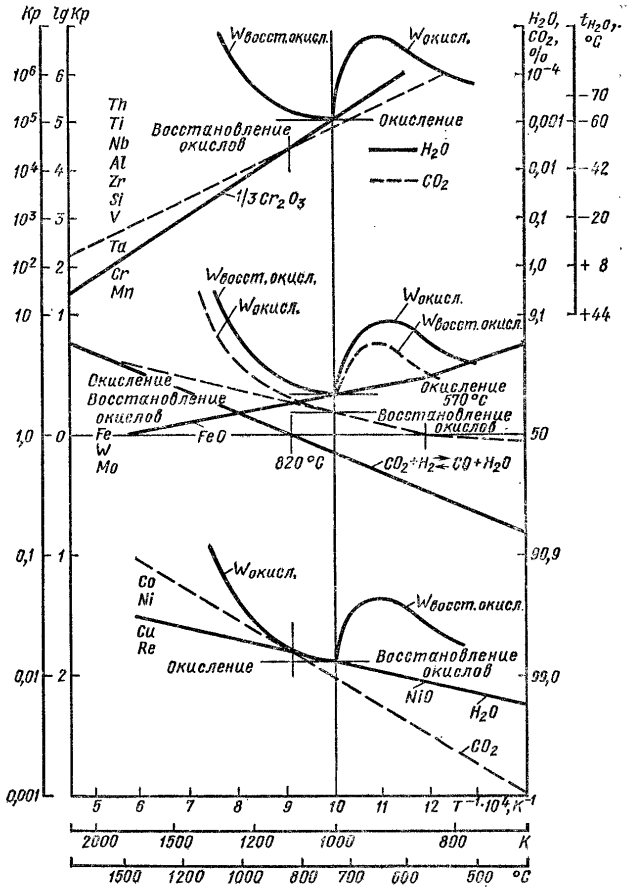


Рис. 7. Кривые, характеризующие кинетические закономерности окисления металлов и восстановления их окислов

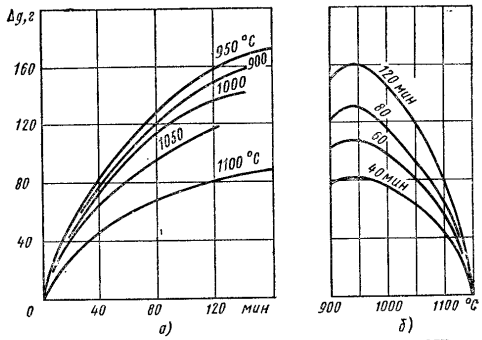


Рис. 8. Кинетические кривые процесса окисления стали 12Х18Н9 в атмосфере H_2 — H_2O, подтверждающие наличие максимума окисления вблизи температуры равновесия

При нагреве в вакууме металлов и сплавов происходит их испарение (сублимация), интенсивность которого зависит от скрытой теплоты. Температурная зависимость давления пара (рис. 9) выражается обычно уравнением типа

$$\lg p_и = A + BT^{-1} + CT + D \lg T.$$

Зависимость скорости испарения от давления пара (в мм рт. ст. или Па) имеет вид

$$v_и = 5{,}833 \cdot 10^{-2} p_и \sqrt{\frac{M}{T}};$$

$$v_и = 7{,}76 p_и \sqrt{\frac{M}{T}},$$

где M — молекулярная масса элемента или соединения.

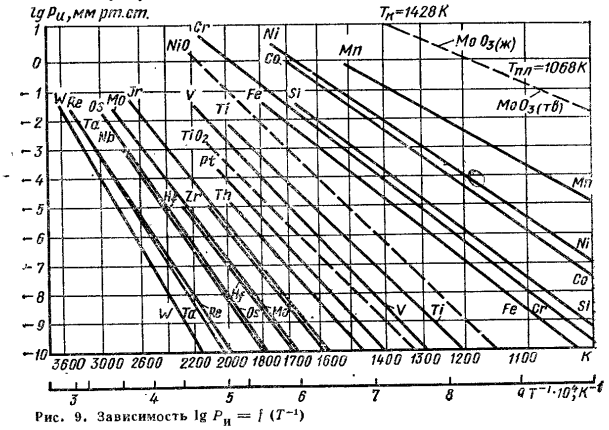


Рис. 9. Зависимость $\lg P_и = f(T^{-1})$

По уменьшению скорости испарения при данной температуре элементы можно распределить в следующий ряд: Mn—Ag—Al—Co—Cu—Si—Cr—Fe—Ni—Ti—V—Ir—Zr—Mo—Hf, Os—Nb—Re—Ta—W.

Испарение легирующих элементов из стали (сплава) определяется их активностью a и коэффициентом активности γ:

$$a = \frac{p_i}{p_o}; \quad \gamma = \frac{a_i}{N_i},$$

где p_i — давление пара элемента в сплаве (определяемое экспериментально); p_0 — давление пара чистого элемента; N_i — концентрация элементов в сплаве.

Науглероживающие атмосферы — газовые карбюризаторы

Химико-термическая обработка — процесс термической обработки металлов и сплавов с поверхностным насыщением различными элементами в атомарном состоянии.

Всякий процесс химико-термической обработки представляет собой совокупность взаимодействия явлений как звеньев единого процесса, происходящих во внешней среде, на поверхности раздела внешняя среда — твердое тело и в объеме последнего.

Анализ процесса химико-термической обработки поэтому должен производиться с учетом указанной совокупности взаимодействия всех явлений.

В сложном взаимодействии явлений отдельные, часто неодинаковые по своей физической сущности звенья этого единого процесса протекают с различными скоростями или разными условиями, поэтому конечный результат процесса определяется именно тем звеном, который имеет минимальную скорость, — звеном, тормозящим весь процесс в целом.

Внешняя среда выполняет функцию поставщика активного элемента, участвующего во взаимодействии с поверхностью твердого тела в процессе его насыщения.

Во внешней среде протекают реакции двух типов: а) реакции с участием активного элемента; б) реакции, регулирующие состав внешней среды в соответствии с их условиями равновесия при данной температуре.

На поверхности раздела сред происходят процессы химического взаимодействия внешней среды с твердым телом при его растворимости и процессы хемосорбции.

В практике применения контролируемых атмосфер (газовых карбюризаторов) имеют значение три системы: 1) CO—CO_2—C; 2) CO—H_2—H_2O—C; 3) CH_4—H_2—C.

Регулирование состава контролируемых атмосфер (газовых карбюризаторов) зависит от взаимодействия газов с углеродом-графитом, углеродом в твердом растворе γ—Fe (с аустенитом $C_{\gamma\text{-Fe}}$) и карбидом железа — Fe_3C.

Реакции взаимодействия газов с углеродом-графитом

$$C_{(гр)} + CO_2 \rightleftarrows 2CO; \qquad (4г)$$

$$r_{p,4г} = P^2_{CO}/p_{CO_2};$$

$$\lg r_{p,4г} = -9500T^{-1} - 1{,}338 \lg T + 13{,}75;$$

$$\lg r_{p,4г} = -8790T^{-1} + 9{,}00;$$

$$\Delta G^0_T = 168\,364 - 172{,}386T;$$

$$C_{гр} + H_2O \rightleftarrows CO + H_2; \qquad (5г)$$

$$r_{p,5г} = \frac{p_{CO}p_{H_2}}{p_{H_2O}};$$

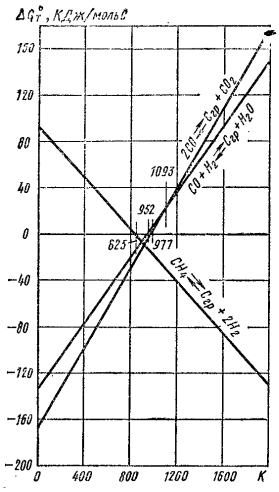


Рис. 10. Свободная энтальпия реакций образования углерода-графита

$$\lg r_{p,5г} = -7811T^{-1} + 1{,}338 \lg T + 12{,}170;$$

$$\lg r_{p,5г} = -7088T^{-1} + 7{,}44;$$

$$\Delta G^0_T = 135\,610 - 142{,}51T;$$

$$CH_4 \rightleftarrows C_{(гр)} + 2H_2; \qquad (6г)$$

$$r_{p,6г} = \frac{p^2_{H_2}}{p_{CH_4}};$$

$$\lg r_{p,6г} = -2941T^{-1} + 0{,}113 \lg T + $$

$$+4{,}363 \cdot 10^{-3}T - 1{,}290 \cdot 10^{-6}T^2 + 0{,}5428;$$

$$\lg r_{p,6г} = -4800T^{-1} + 5{,}816;$$

$$\Delta G^0_T = 91940 - 111{,}40T.$$

Указанные реакции могут протекать в обоих направлениях только при наличии в системе твердой фазы — углерода; при отсутствии углерода в системе направление реакции, при известных температурных условиях, возможно только в направлении образования углерода-графита (рис. 10).

Состав контролируемой атмосферы сложного состава во внешней среде регулируется реакциями

$$CH_4 + CO_2 \rightleftarrows 2CO + 2H_2; \qquad (7г)$$

$$CH_4 + H_2O \rightleftarrows CO + 3H_2 \qquad (8г)$$

и в конечном итоге реакцией водяного газа.

При применении контролируемых атмосфер, разбавленных инертным газом, например азотом, равновесное содержание компонентов (их парциальное давление) может быть определено из соотношений:

для реакций (4г) и (6г)

$$p_{CO_2}\,(\text{или } p_{CH_4}) = p + \frac{K_p}{2} - \sqrt{\frac{K_p^2}{2} + K_p p};$$

для реакции (5г)

$$p_{H_2O} = p + 2K_p - 2\sqrt{K_p^2 + K_p p}.$$

Взаимодействие газов с углеродом в твердом растворе стали (аустенитом) $C_{(\gamma\text{-Fe})}$ (аналогично и с ферритом $C_{(\alpha\text{-Fe})}$ происходит по реакциям

$$C_{(\gamma-Fe)} + CO_2 \rightleftarrows 2CO \qquad (4)$$

$$K_{p,4} = \frac{p^2_{CO}}{p_{CO_2} a_C} = \frac{r_{p,4г}}{a^*_C};$$

$$C_{(\gamma-Fe)} + H_2O \rightleftarrows CO + H_2; \qquad (5)$$

$$K_{p,5} = \frac{p_{CO} p_{H_2}}{p_{H_2O} a_C} = \frac{r_{p,5г}}{a_C};$$

$$CH_4 \rightleftarrows C_{(\gamma-Fe)} + 2H_2; \qquad (6)$$

$$K_{p,6} = \frac{p^2_{H_2} a_C}{p_{CH_4}} = r_{p,6г} a_C.$$

* a_C — активность углерода в твердом растворе; в реакциях (4г—6г) $a_C = 1$ (стандартное состояние — графит)

Предельное насыщение твердого раствора приводит к образованию карбида железа по реакции

$$C + 3Fe \rightleftarrows Fe_3C. \qquad (9)$$

Образование карбида железа (как и других карбидов) происходит через газовую фазу, например, по схеме

$$2CO \rightarrow CO_2 + C$$
$$\downarrow$$
$$C + 3Fe \rightarrow Fe_3C.$$

Диссоциация карбида железа может протекать как в отсутствие газовой фазы по реакции

$$Fe_3C \rightarrow 3Fe + C_{(гр)},$$

так и в присутствии газов, например, при обезуглероживании стали:

$$Fe_3C \rightarrow 3Fe + C$$
$$\downarrow$$
$$C + H_2O \rightarrow CO + H_2.$$

Суммирование реакций (4), (5) и (6) с реакцией (9) приводит к реакциям образования карбида железа.

Активность углерода в карбиде $a_C > 1{,}0$, например, при 870° С $a_C = 1{,}13$; при 825° С — 1,09; 980° С — 1,06.

Все указанные закономерности в одинаковой степени относятся и к взаимодействию атмосфер трех систем с другими металлами, с учетом возможности образования твердых растворов углерода и карбидов.

Процесс науглероживания металлов с предельно малой растворимостью углерода носит название карбидирование, например карбидирование вольфрама, молибдена и др.

На рис. 11 приведены значения свободной энтальпии изобарного термодинамического потенциала ΔG°_{298} образования карбидов металлов в зависимости от их положения в периодической системе Менделеева.

Данные рисунка показывают, что наибольшим химическим сродством к углероду, наибольшей стойкостью карбидов обладают металлы IVA группы: Hf, Zr, Ti; VA группы: Nb, Ta. Использование этих данных для анализа образования карбидов в стали и сплавах потребует знания влияния легирующих элемеитов на активность углерода.

На рис. 12 приведены диаграммы равновесия газов с углеродом, построенные автором для вышеуказанных реакций (5) и (6) с учетом активности углерода a_C.

Диаграммы равновесия указанных выше трех систем являются аналогичными диаграмме состояния железо—углерод (железо—цементит). Каждая диаграмма имеет четыре области.

Первая область $\gamma + Fe_3C$ — область предельного насыщения аустенита, образование карбида железа (выше линии $S—E$).

Вторая область $C + \gamma$ — область науглероживания, с возможным выделением углерода-графита.

Границей между первой и второй областями является кривая равновесного состояния реакции (9) [Линия $S^1—E^1$ на диаграмме Fe—C].

Третья область γ — область равновесия атмосферы с углеродом, растворенным в γ-железе (аустените), концентрация которого (в % по массе), соответствующая значениям a_C, указана на диаграмме (см. рис. 14) наклонными прямыми. Пересечение этих прямых с линией $S—E$ указывает предельную растворимость углерода в γ-железе при данной температуре.

Границей между второй и третьей областями является кривая равновесия реакций (5г), (6г) [Линия $S'—E'$ диаграммы Fe—C].

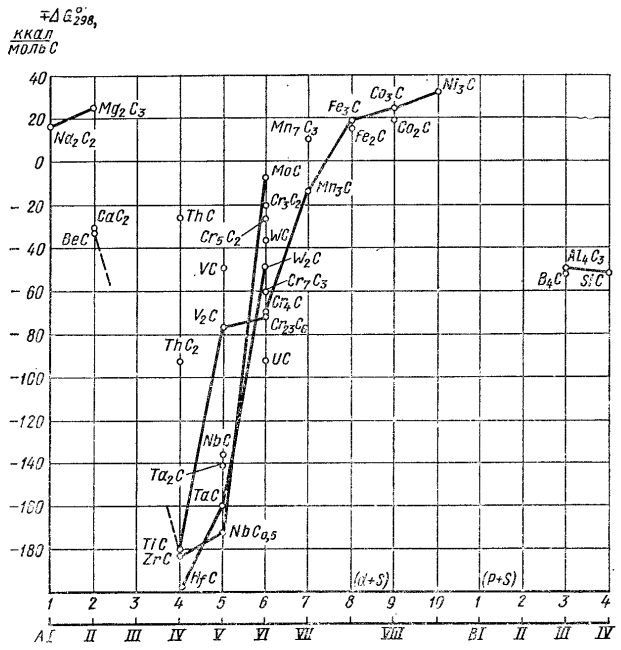


Рис. 11. Свободная энтальпия ΔG°_{298} образования карбидов металлов

Четвертая область $\gamma + \alpha$ — область равновесия атмосферы с углеродом в твердом растворе α-железа (ферритом), расположенная выше 723° С, левее линии G—S диаграммы Fe—Fe_3C.

На диаграммах равновесия справа приведены шкалы для определения равновесного содержания одного из компонентов газовой смеси, участвующего в реакции и определяющего сущность самого процесса с учетом суммы парциальных давлений, участвующих в реакции газов.

Из приведенных диаграмм равновесия наибольшее практическое значение имеет диаграмма системы CO—H_2O—H_2—C применительно к использованию эндотермической атмосферы. При этом надо иметь в виду, что указанные диаграммы являются теоретическими и построены для равновесных систем (аналогично диаграмме Fe—Fe_3C или Fe—C). Многие заграничные фирмы в зависимости от применяемого оборудования используют свои диаграммы равновесия (рис. 13).

При возможности протекания реакции водяного газа в атмосфере CO—H_2—H_2O регулирование состава атмосферы может производиться не только по содержанию H_2O и по значению CO_2. Примером может служить диаграмма, приведенная на рис. 13, *б*.

Закономерности взаимодействия газового карбюризатора со сталью. Анализ реакций и диаграмм состояния позволяет установить закономерности взаимодействия газовых атмосфер CO—CO_2, CO—H_2—H_2O и CH_4—H_2 с углеродом в твер-

дом растворе (аустенитом) и карбидом железа в процессе науглероживания и обезуглероживания стали.

Первая закономерность. Конечный результат процесса науглероживания или обезуглероживания стали (концентрация углерода по глубине и глубина слоя) определяется не только значением постоянной равновесия реакций (4г)—(6г), протекающих во внешней среде, но главным образом реакциями (4)—(6) с учетом активности углерода a_C (или коэффициента активности $\gamma_c = a_c/N_c$) в твердом растворе — аустените.

Активность углерода в аустените уменьшается с повышением температуры (аустенит не является совершенным твердым раствором, он имеет положительное отступление от закона Рауля).

Активность углерода в аустените, полученная Смитом экспериментальным путем, использована автором при построении вышеуказанных диаграмм равновесия для атмосфер систем CO—CO_2, CO—H_2—H_2O и CH_4—H_2.

Аналитически найдена активность углерода в аустените [5].

Для стандартного состояния относительно бесконечно разбавленного твердого раствора

$$a_C^{\infty} = \frac{N_C}{1 - 5N_C};$$

$$a_C^{\infty} = \frac{N_C}{1 - 5N_C} + 0{,}9N_C^2.$$

Для стандартного состояния относительно графита

$$\lg a_C = 2{,}105T^{-1} + 0{,}6735 + 317T^{-1}\frac{N_C}{1 - N_C} + \lg\frac{N_C}{1 - 5N_C};$$

$$\lg a_C^{\infty} = 2105T^{-1} + 0{,}6735 + \lg\left(\frac{N_C}{1 - 5N_C} + 0{,}9N_C^2\right).$$

Влияние легирующих элементов на активность углерода в аустените описывается законом

$$\ln f_C^{л.э} = K_{л.э}N_{л.э},$$

где $f_C^{л.э} = \left(\frac{a_C^{л.э}}{a_C}\right)_{N_C=\text{const}} = \frac{\gamma_C^{л.э}}{\gamma_C}$; a_C, γ_C — активность и коэффициент активности углерода в нелегированном аустените; $a_C^{л.э}$, $\gamma_C^{л.э}$ — то же, в легированном аустените; $K_{л.э}$—коэффициент влияния легирующих элементов—параметр взаимодействия, $K_{л.э} = \varepsilon_C^{л.э} = \partial \ln f_C^{л.э}/\partial N_{л.э}$ (рис. 14), $K_{л.э}$ зависит от парциальной энтальпии (или энтропии) смешения; $N_{л.э}$ — концентрация легирующих элементов в аустените.

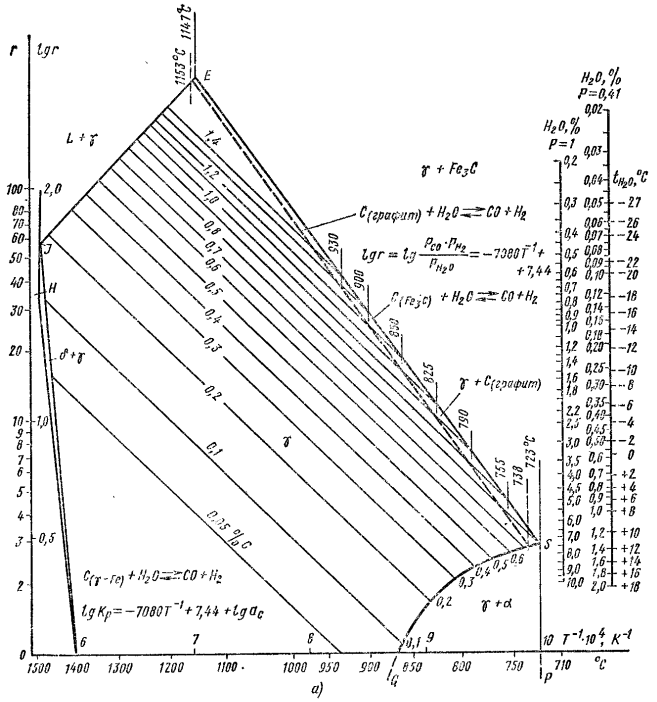
Коэффициент $K_{л.э}$ определяет положительное или отрицательное влияние легирующих элементов на активность углерода в аустените (рис. 15).

Элементы Ni, Si, Co уменьшают растворимость углерода в аустените; элементы Cr, Mn, V, Al, W — увеличивают.

Активность углерода в аустените оказывает влияние на коэффициент диффузии и в конечном итоге определяет толщину цементованного слоя. Повышение активности углерода приводит к увеличению коэффициента диффузии.

Элементы, снижающие растворимость углерода (Ni, Si, Co) приводят к увеличению толщины цементованного слоя; элементы Cr, Mn, Al, V — наоборот, к уменьшению толщины цементованного слоя.

Вторая закономерность. Атмосферы систем CO—CO_2 и CO—H_2—H_2O имеют одинаковый характер взаимодействия со сталью при различных температурах,



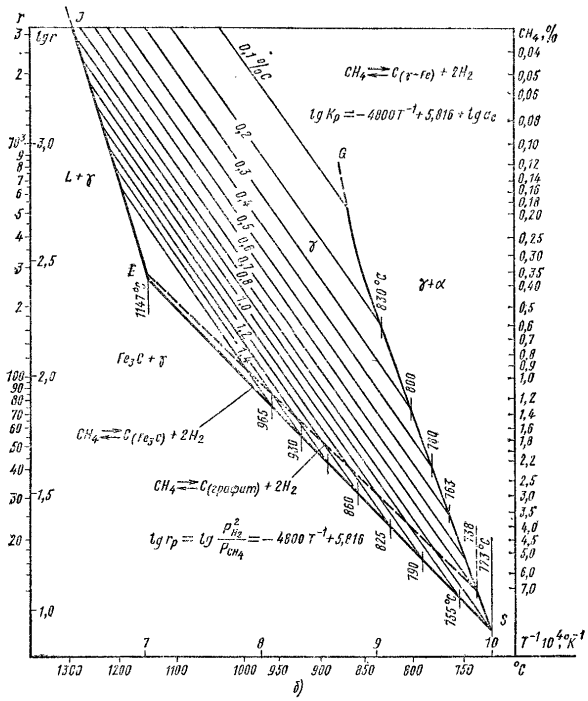


Рис. 12. Диаграммы равновесия:
а — системы CO — H_2O — H_2 — C; *б* — системы CH_4 — H_2 — C

а атмосфера CH_4—H_2 — противоположный указанным двум. Так, например, при постоянном значении постоянной равновесия атмосферы CO—CO_2 и CO—H_2—H_2O являются науглероживающими при низких температурах, а атмосфера CH_4—H_2 — наоборот, является науглероживающей при высокой температуре.

Атмосферы CO—CO_2, CO—H_2—H_2O аналогичны по характеру взаимодействия со сталью при различных температурах. Для этих атмосфер науглероживание стали происходит при значении постоянной равновесия выше значения, соответствующего равновесному при данной температуре, а для атмосферы CH_4—H_2 — наоборот, ниже этого значения.

В первом случае науглероживающий потенциал атмосферы увеличивается с понижением температуры и с повышением значения постоянной равновесия, а во втором случае науглероживающий потенциал увеличивается с повышением температуры и с понижением значения постоянной равновесия.

Отсюда вытекает, что наиболее рациональным газовым карбюризатором является смесь газов двух систем: CO—CO_2 и CH_4—H_2 (при ограниченном содержании метана), удовлетворяющих условиям теплового графика процесса науглероживания — нагреву и охлаждению в области низких температур и выдержке в области высоких температур, а также наличию в рабочем объеме печи нагревательных элементов (радиационных труб, металлических электронагревателей и т. п.), имеющих более высокую температуру и приводящих к обильному выделению сажи в случае применения атмосферы с высоким содержанием CH_4 или только системы CH_4—H_2.

Третья закономерность. Количество углерода, выделяющееся в результате протекания реакций до конца при данной температуре, для метана во много раз больше, чем для окиси углерода:

Температура, °C	800	900	1000	1100
Количество выделяющегося углерода, г/м³ CO:				
$2CO \rightarrow CO_2 + C$	64,2	13,9	4,3	1,34
$CO + H_2 \rightarrow H_2O + C$	37,5	10,7	3,4	1,06
$CH_4 \rightarrow 2H_2 + C^*$	513,0	525,6	530,6	532,7

* Количество выделяющегося углерода в г/м³ CH_4.

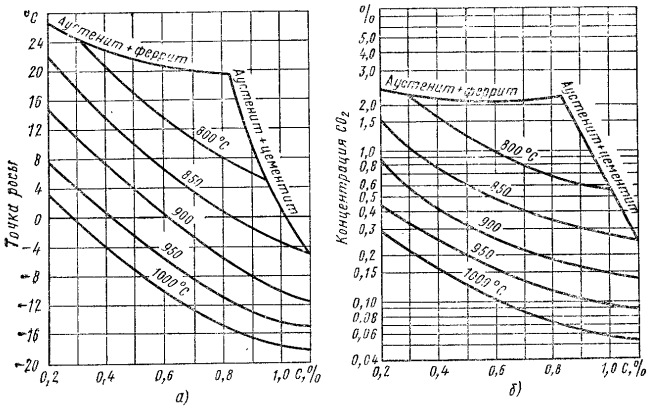


Рис. 13. Диаграмма равновесия эндотермической атмосферы с углеродом $C_{\gamma\text{-}Fe}$ (фирма Бирлек, Англия):
а — регулирование по точке росы; *б* — регулирование по двуокиси углерода

Данная закономерность определяет активность метана и окиси углерода в процессе науглероживания стали.

Большое количество выделяющегося в результате реакции диссоциации метана углерода приводит к повышению его плотности в приповерхностной зоне, а значит к резкому снижению продолжительности жизни в активированном (атомарном) состоянии, — происходит образование углерода в молекулярном состоянии (сажа, кокс), науглероживающая активность метана снижается. Это приводит к необходимости ограничения содержания метана в составе газового карбюризатора — разбавлению атмосферы водяным паром или водородом.

Противоположным является действие окиси углерода. В связи с этим всякая реакция во внешней среде, приводящая к увеличению содержания окиси углерода, повышает активность газового карбюризатора.

Четвертая закономерность. Закономерность взаимодействия углеродсодержащих атмосфер со сталью, так же как и в случае взаимодействия защитных

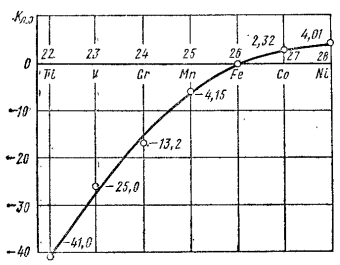


Рис. 14. Значение $K_{л.э}$ легирующих элементов стали в зависимости от их положения в периодической системе Д. И. Менделеева

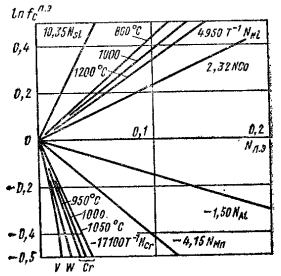


Рис. 15. Влияние легирующих элементов на относительную активность углерода в аустените

атмосфер, вытекает из совместного анализа термодинамических и кинетических особенностей реакций (4)—(6).

Для атмосфер систем $CO—CO_2$ и $CO—H_2—H_2O$ при температурах ниже равновесной для данного состава существует максимум скорости образования углерода в результате протекания реакций (4) и (5) справа налево. При повышении температуры термодинамические условия становятся для обеих систем одинаковы, скорость реакций (4) и (5) увеличивается, процесс обезуглероживания стали протекает предельно активно.

Для атмосферы $CH_4—H_2$, наоборот, образование максимума скорости процесса относится к области обезуглероживания, т. е. к области понижения температур от равновесной. Практически скорость протекания реакции (6) справа налево очень мала даже в условиях, далеких от равновесного состояния (высокие значения $K_{P,\,6}$).

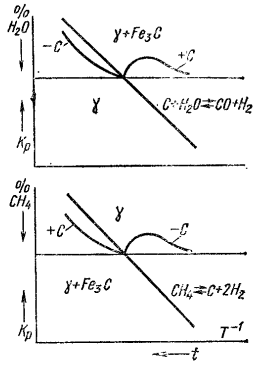


Рис. 16. Кривые, характеризующие кинетические закономерности науглероживания и обезуглероживания стали

При повышении температуры термодинамические и кинетические условия становятся одинаковыми, скорость образования углерода увеличивается в результате протекания реакции (6) слева направо, однако, как это было указано ранее, процесс науглероживания стали затормаживается из-за выделения большого количества молекулярного углерода (сажи).

Указанная четвертая закономерность иллюстрируется схемой рис. 16.

2. ХАРАКТЕРИСТИКА РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ РАВНОВЕСНЫХ КОНТРОЛИРУЕМЫХ АТМОСФЕР

Исходя из условий химического взаимодействия газов с металлами и сплавами по вышеуказанным реакциям, протекающим отдельно или совместно, равновесные контролируемые атмосферы подразделяют на несколько типов.

I. Водород—водяной пар—азот.
Ia. Водород—метан—водяной пар—азот.
II. Водород—водяной пар—окись углерода—азот.
IIa. Водород—водяной пар—окись углерода—метан—азот.
III. Окись углерода—двуокись углерода—азот.
IV. Окись углерода—двуокись углерода—водород—водяной пар—азот.
IVa. Окись углерода—двуокись углерода—водород—водяной пар—метан—азот.
V. Азот—водород—окись углерода.
Va. Азот—водород.

Классификация и характеристика контролируемых атмосфер приведена в табл. 3.

Широкое применение в промышленности находят атмосферы следующих типов:

I — водородная;
II — эндотермическая;
IV — экзотермическая;
V — азотная.

Каждая из этих атмосфер имеет характерные особенности.

I. Водород—водяной пар—азот ($H_2—H_2O—N_2$). Атмосфера водородная — чистый баллонный водород, или водород, получаемый электролизом воды; атмосфера В—ДА — водород, получаемый диссоциацией аммиака; атмосфера

Таблица 3. Классификация и состав контролируемых атмосфер

Тип атмосферы	Способы получения (основные)	Условное обозначение	Коэффициент расхода воздуха α	Состав атмосферы, %					Точка росы t_{H_2O}, °С
				CO	CO_2	H_2	CH_4	N_2	
I. $H_2-H_2O-N_2$	Электролиз воды (чистый водород)	В (H_2)	—	—	—	100	—	—	$-40 \div -75$
	Диссоциация аммиака	В—ДА	—	—	—	75	—	Остальное	$-40 \div -75$
	Частичное сжигание водорода	ПСВ-α	0,7—0,9	—	—	7—25	—	То же	$-40 \div -75$
Ia. $H_2-CH_4-H_2O-N_2$	Синтетическая смесь водорода и метана	В—У	—	—	—	95—99	5—1	—	$-40 \div -65$
II. $H_2-H_2O-CO-N_2$ IIa. $H_2-H_2O-CO-CH_4-N_2$	Частичное сжигание углеводородных газов в эндотермическом генераторе (Крекирование углеводородов)	ПС—0,25 (ПС—Э, эндогаз)	0,25—0,26 *	20	—	40	До 1,5	Остальное	$+10$ до -20
	Конверсия метана	КГУ—H_2O	$CH_4 : H_2O = 1 : 1$	25	—	75	—	—	$+10 \div -20$ (до -65)
III. $CO-CO_2-N_2$	Газогенераторный процесс	ГГ, ГГ—ВО	—	25—34	До 2	До 6	До 1	Остальное	$+20 \div -25$
IV. $CO-CO_2-H_2-H_2O-N_2$ IVa. $CO-CO_2-H_2-H_2O-CH_4-N_2$	Частичное сжигание газов	ПС—α	0,45—0,6	8—12	0,1—6,0	15—26	—	То же	$+20 \div -40$
		ПС—06 экзогаз							
V. N_2-CO-H_2 Va. N_2-H_2	Частичное сжигание газов Очистка технического азота в смеси с водородом	ПС—α (ПС—09) А (N_2)	0,85—0,95	2—4 —	—	2—4	—	Остальное То же	До —65 До —75

* Состав атмосферы указан для частичного сжигания метана.

ПСВ—α — продукты частичного сжигания водорода с различным коэффициентом расхода воздуха α.

Водородная атмосфера H_2—H_2O имеет три особенности:

может быть равновесной регулируемой: окисление — восстановление окислов при различных температурах;

резко восстановительной — реакционно активной при $H_2/H_2O \gg p_{H_2}/p_{H_2O}$;

обезуглероживающей сталь и сплавы, содержащие углерод.

Взаимодействие контролируемой атмосферы I типа с металлами и сплавами регулируется направлением реакций (1) — атмосфера является равновесной и (5) — атмосфера обезуглероживающая.

Взаимодействие с железом (со сталью) контролируемой атмосферы I типа регулируется направлением реакции (1):

$$^3/_4Fe + H_2O \rightleftarrows {}^1/_4Fe_3O_4 + H_2 \text{ (ниже 570°C)};$$

$$Fe + H_2O \rightleftarrows FeO + H_2 \text{ (выше 570°C)},$$

а также реакций (5) и (6).

Равновесие атмосферы при различных температурах в процессе взаимодействии с железом и его окислами по реакции (1) зависит от значения постоянной равновесия $K_{p,\,I} = p_{H_2}/p_{H_2O}$, приведенной в табл. 4.

Аналогичные зависимости для легирующих элементов стали приведены в табл. 2 и на рис. 3.

С повышением температуры постоянная равновесия реакции (1) для железа уменьшается (повышается равновесное содержание водяного пара), с понижением температуры, наоборот, постоянная равновесия увеличивается.

При постоянном составе атмосферы ($K_{p,I} = p_{H_2}/p_{H_2O} = \text{const}$) равновесие наступает при определенной температуре, ниже которой сталь окисляется, а выше происходит восстановление окислов.

Условия окисления железа и стали:

$$\frac{H_2}{H_2O} < K_{p,I}; \quad \%H_2O > p_{H_2O}.$$

Условия восстановления окислов:

$$\frac{H_2}{H_2O} > K_{p,I}; \quad \%H_2O < p_{H_2O}.$$

Таблица 4. Постоянная равновесия реакций (1) и (2) для железа

Температура, °С	H_2-H_2O				$CO-CO_2$		
	$\lg K_{p,1}$	$K=\frac{p_{H_2}}{p_{H_2O}}$	H_2O, %	t_{H_2O}, °С	$\lg K_{p,2}$	$K=\frac{p_{CO}}{p_{CO_2}}$	CO_2, %
	$^3/_4Fe + H_2O \rightleftarrows {}^1/_4Fe_3O_4 + H_2$ $\lg K_{p,1} = 1455T^{-1} - 1{,}259$				$^3/_4Fe + CO_2 \rightleftarrows {}^1/_4Fe_3O_4$ $\lg K_{p,2} = -234{,}7T^{-1} + 0{,}286$		
100	2,641	437,5	0,23	−11,5	−0,343	0,454	68,6
200	1,815	65,3	1,63	+14,5	−0,210	0,617	61,7
300	1,280	19,05	5,0	33,5	−0,123	0,753	57,0
400	0,903	7,98	11,14	49,0	−0,062	0,867	53,4
500	0,622	4,19	19,27	59,5	−0,017	0,962	51,0
	$Fe + H_2O \rightleftarrows FeO + H_2$ $\lg K_{p,1} = 724T^{-1} - 0{,}391$				$Fe + CO_2 \rightleftarrows FeO + CO$ $\lg K_{p,2} = 966{,}2T^{-1} + 1{,}155$		
600	0,439	2,75	26,67	66,5	0,044	1,11	47,4
700	0,352	2,25	30,77	69,5	0,163	1,455	40,8
800	0,284	1,92	34,25	72,5	0,255	1,80	35,7
900	0,226	1,68	37,31	74,5	0,332	2,15	31,75
1000	0,177	1,50	40,00	76,0	0,397	2,495	28,5

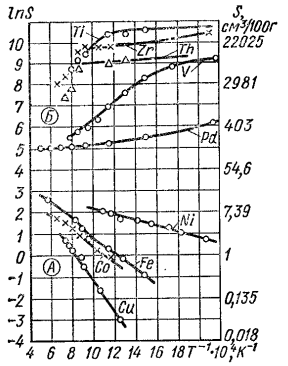


Рис. 17. Графики зависимости $\ln S - T^{-1}$ для металлов групп А и В

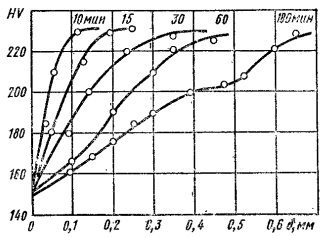


Рис. 18. Изменение твердости при обезуглероживании стали 40 в атмосфере $H_2 - H_2O - N_2$ при температуре 850° С. Состав атмосферы 8—10% H_2, остальное N_2; $H_2O : H_2 = 0{,}045$. Нормализация. Цифры у кривых — продолжительность процесса

Предельно высоким восстановительным потенциалом обладает ультрачистый водород (99,99999% H_2). Так, например, для железа при 1000° С разность

$$\frac{H_2}{H_2O} - \frac{p_{H_2}}{p_{H_2O}}$$ составляет $8 \cdot 10^5$.

Ультрачистый водород находит применение в процессах термической обработки — светлого отжига магнитных материалов трансформаторной стали, пермаллоя, сплавов альнико и др.; в процессах получения монокристаллов полупроводников — восстановление окислов германия и силанов кремния; в процессах восстановления окислов металлов, в том числе окислов хрома и марганца; в процессах термической обработки коррозионно-стойкой стали и жаропрочных сплавов; в процессах спекания железных, железоникелевых сплавов и сплавов тугоплавких металлов. (Установка для получения ультрачистого водорода разработана Всесоюзным научно-исследовательским институтом металлургической теплотехники — ВНИИМТ.)

Вместе с тем необходимо учитывать, что водород легко абсорбируется металлами и сплавами.

Металлы по их способности абсорбировать (растворять) водород делятся на две группы (рис. 17): А — металлы с незначительной растворимостью водорода (эндотермическая реакция) — Fe, Cu, Ni, Al, Mo:

$$S = S_0 p^{1/2} \exp\left(-\frac{Q_S}{2RT}\right),$$

и В — металлы, растворимость водорода в которых велика (экзотермическая реакция) — Ti, Zr, Ta:

$$\lg\left(\frac{S}{S_0 - S}\right) = 0{,}242 + 0{,}5 \lg p - 1{,}75 \lg T + \frac{Q_S}{2RT},$$

где Q_S — теплота растворения; R — газовая постоянная.

В составе контролируемой атмосферы данного типа отсутствует метан, поэтому направление реакции (6) возможно только справа налево и только при температуре ниже 825 К, т. е. в сторону обезуглероживания.

Скорость этой реакции в указанном направлении крайне незначительна, а термодинамическая возможность ее протекания понижается с повышением температуры. *Водород не является обезуглероживающим газом.*

Отсутствие в составе данной атмосферы окиси углерода, несмотря на наличие водорода, приводит к протеканию реакции (5) при взаимодействии со сталью только в направлении слева направо, т. е. в сторону обезуглероживания стали. Скорость этой реакции весьма велика, а термодинамическая возможность ее протекания увеличивается с повышением температуры (см. рис. 10). Именно эта реакция определяет обезуглероживание стали (рис. 18), она может быть заторможена только глубокой осушкой атмосферы (ниже точки росы —50° С).

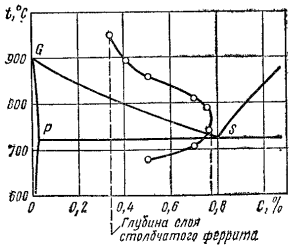


Рис. 19. Кривая, характеризующая глубину образования столбчатого феррита обезуглероженного слоя стали У7

Процесс обезуглероживания стали при использовании атмосферы H_2—H_2O—N_2 имеет следующие особенности:

1) обезуглероживание стали является гетерогенной реакцией, протекающей на границе газ—твердое тело; реакция состоит из трех стадий: первая — перенос углерода из объема к поверхности (диффузионный процесс) и массопередача окисляющего газа из атмосферы в объем; вторая — акт химической реакции на поверхности или на некоторой глубине, включая процессы сорбции; третья — отвод продуктов реакции; микроструктура обезуглероженного слоя углеродистой стали характеризуется образованием столбчатого феррита при определенных условиях (температуре и начальном содержании углерода), что иллюстрирует рис. 19; столбчатый феррит образуется в интервале температур 750—850° С, при более высокой температуре превалирует диффузия углерода из объема к поверхности, и в этом случае столбчатый феррит уже не образуется;

2) глубина обезуглероживания и содержание углерода на поверхности зависят от влажности атмосферы (рис. 20);

3) глубина обезуглероживания зависит только от температуры и продолжительности процесса и не зависит от начального содержания углерода в стали, т. е. в том случае, когда половина суммарного изменения содержания углерода в слое происходит между исходными и конечными состояниями:

$$C = C_0\left[1 - \varphi\left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}\right)\right] \approx 0{,}5,$$

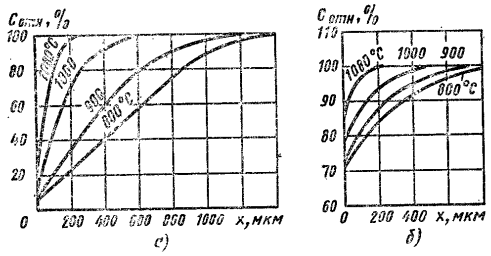


Рис. 20. Обезуглероживание стали ШХ15 в атмосфере $H_2 - H_2O$ с различной влажностью и при разных температурах. Продолжительность нагрева 1 ч при скорости потока газа 2,8 м/мин (по данным Л. П. Емельяненко, А. И. Рогова, Л. А. Шварцмана):

а — в потоке влажного водорода (точка росы +30° С); *б* — в потоке осушенного водорода (точка росы —80° С)

а интеграл Гаусса

$$\varphi\left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}\right) = 0{,}477,$$

откуда

$$x = 2 \cdot 0{,}477\sqrt{D\tau} \approx \sqrt{D\tau}.$$

Ia. Водород—метан—водяной пар—азот (H_2—CH_4—H_2O—N_2). Атмосфера I типа — с добавкой углеводородов (метана, пропана, бутана, бензола и т. п.). Взаимодействие данной атмосферы с металлами и сплавами регулируется направлением реакций (1) и (6).

Условия взаимодействия атмосферы по реакции (1) аналогичны условиям взаимодействия атмосферы I типа; атмосфера является равновесной.

Направление реакции (6) при температуре выше 550° С термодинамически возможно только слева направо; атмосфера является науглероживающей. Во внешней среде возможно протекание реакций (6г) и (8г).

Атмосфера Ia типа практически может быть только науглероживающей за счет реакции (6), так как регулирование весьма малого содержания метана для достижения равновесия со сталью затруднительно (рис. 21).

На науглероживающую или обезуглероживающую способность атмосферы оказывает влияние ее влажность (рис. 22).

II. Водород—водяной пар—окись углерода—азот. (H_2—H_2O—CO—N_2). Эндотермическая атмосфера, получаемая в эндотермических генераторах. Обозначение: ПС—0,25; ПС—Э; эндогаз.

Взаимодействие контролируемой атмосферы II типа с металлами и сплавами регулируется направлением реакций (1), (2) и (5). Атмосфера является равновесной. Во внешней среде состав атмосферы регулируется протеканием реакции водяного газа (3г). Взаимодействие этой атмосферы со сталью регулируется направлением реакции (1). При известных, аналогичных для атмосферы I типа температурных условиях устанавливается равновесие.

Ввиду отсутствия в составе атмосферы двуокиси углерода реакция (2) протекает только справа налево, т. е. в сторону восстановления окислов:

$$Fe + CO_2 \leftarrow FeO + CO.$$

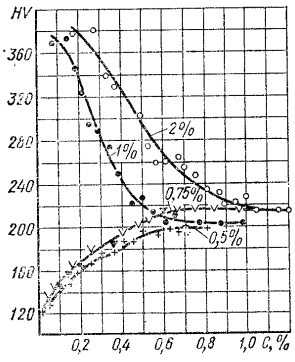


Рис. 21. Взаимодействие атмосферы H_2 — H_2O — CH_4 — N_2 со сталью 40. Температура нагрева 850° С, продолжительность 3 ч. На кривых указана добавка к атмосфере метана в %

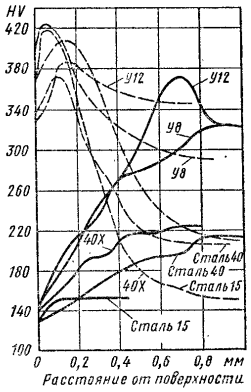


Рис. 22. Влияние влажности атмосферы H_2 — CH_4 — H_2O — N_2 на различные стали. Температура нагрева 850° С, продолжительность нагрева 3 ч. Состав атмосферы: 8—12% H_2, 2,1% CH_4, влажность атмосферы при обезуглероживании 0,6% H_2O при науглероживании 0,065% H_2O

Реакция (5) во внешней среде протекает только справа налево ввиду отсутствия во внешней среде углерода-графита. В этом случае внешняя среда обеспечивает образование углерода. Однако при взаимодействии атмосферы эндогаза со сталью происходит ее обезуглероживание.

При постоянном составе атмосферы

$$K_{p,\,5г} = \frac{p_{CO}\,p_{H_2}}{p_{H_2O}} = \text{const}$$

равновесие наступает при определенной температуре, ниже которой сталь науглероживается, выше — обезуглероживается.

Обезуглероживание стали прекращается по достижении условия

$$\frac{CO \cdot H_2}{H_2O} = K_{p,\,5г}; \quad \%H_2O = p_{H_2O}.$$

Отсюда вытекает, что атмосфера H_2—H_2O—CO—N_2 — эндогаз является восстановительной для стали с определенным содержанием углерода. Атмосфера обеспечивает постоянство углеродного потенциала при строго определенном и очень малом содержании водяного пара. Это регулирование может производиться автоматически.

IIa. Водород—водяной пар—окись углерода—метан—азот (H_2—H_2O—CO—CH_4—N_2). Эндотермическая атмосфера с ограниченной добавкой углеводородов (метана, пропана). Условное обозначение то же, что и атмосферы II типа с добавлением в конце буквы У или эндогаз—метан.

Наличие в составе данной атмосферы углеводородов переводит ее из равновесной в науглероживающую в результате реакции (6).

Атмосфера типа IIa является типичным газовым карбюризатором. Во внешней среде состав контролируемой атмосферы регулируется протеканием реакций (7г), (8г) и (3г) (см. рис. 10).

Вводом в различные зоны цементационной печи атмосферы II и IIa производится регулирование процесса науглероживания (см. табл. 3).

III. Окись углерода—двуокись углерода—азот (CO—CO_2—N_2). Древесноугольный генераторный газ. Для атмосферы данного типа определяющими являются две основные реакции взаимодействия: (2) и (4). Однако практического значения эта атмосфера не имеет из-за трудности получения такого идеального состава.

IV. Окись углерода—двуокись углерода—водород—водяной пар—азот (CO—CO_2—H_2—H_2O—N_2). Экзотермическая атмосфера — продукты частичного сжигания промышленных углеводородных газов. Обозначение: ПС—0,6; ПС—α экзогаз.

Взаимодействие данной атмосферы с металлами и сплавами регулируется направлением реакций (2)—(5). Состав атмосферы во внешней среде в зависимости от температуры регулируется направлением реакции водяного газа (3г).

В составе данной атмосферы, получаемой частичным сжиганием углеводородных газов в экзотермических генераторах, содержание двуокиси углерода и водяного пара превышает равновесное для реакций (4) и (5), поэтому эти реакции протекают слева направо, т. е. в направлении обезуглероживания (рис. 23): атмосфера является равновесной по реакциям (1) и (2) и обезуглероживающей по реакциям (4) и (5).

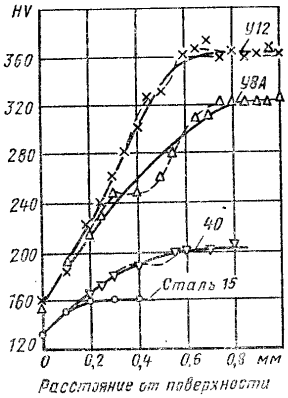


Рис. 23. Обезуглероживание различных сталей в атмосфере экзогаза. Частичное сжигание бутана с α = 0,43, температура нагрева 850° С, продолжительность нагрева 3 ч

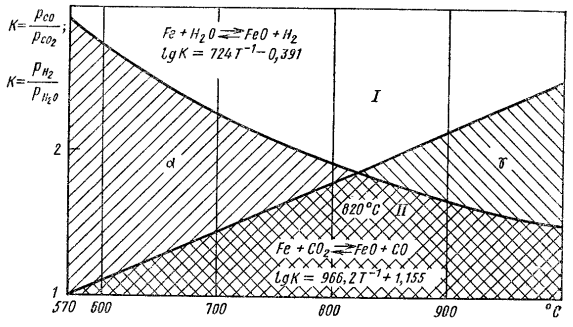


Рис. 24. Диаграмма равновесия реакций (1) и (2) с железом:
I — область восстановления окислов; *II* — область окисления

Атмосфера $CO—CO_2—H_2—H_2O—N_2$ является равновесной по условиям окисления и восстановления и обезуглероживающей при любых температурах.

Взаимодействие со сталью атмосферы IV типа регулируется направлением реакций при окислении—восстановлении окислов (1) и (2).

Приведенные на рис. 24 кривые равновесия (1) и (2) для железа указывают на следующие особенности атмосферы: область над кривыми характеризует восстановление окислов железа, область под кривыми — окисление железа; область между кривыми ниже 820° С — окисление железа водяным паром и восстановление окислов железа окисью углерода; область между кривыми выше 820° С — окисление железа двуокисью углерода и восстановление окислов водородом. Регулирование состава указанной атмосферы проводится по двум параметрам: по содержанию двуокиси углерода и водяного пара.

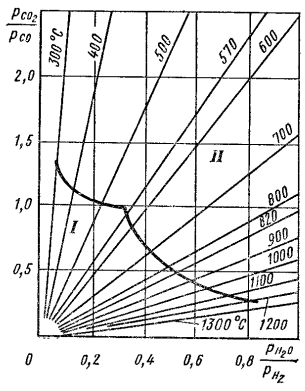


Рис. 25. Диаграмма равновесия продуктов реакции водяного газа с железом:
I — восстановление окислов; *II* — окисление

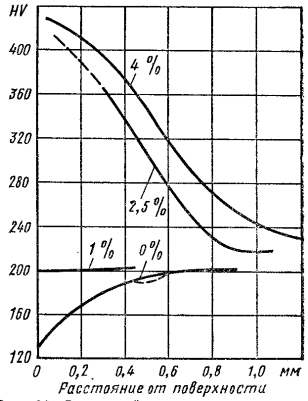


Рис. 26. Взаимодействие со сталью 40 атмосферы экзогаза с добавкой исходного газа — бутанопропановой смеси. Температура нагрева 850° С, продолжительность 3 ч

На рис. 25 приведена диаграмма равновесия продуктов реакции водяного газа с железом.

IVa. Окись углерода—двуокись углерода—водород—водяной пар—метан—азот ($CO—CO_2—H_2—H_2O—CH_4—N_2$). Экзотермическая атмосфера с добавкой углеводородов (метана, пропана). Обозначение: экзогаз — метан.

Добавка к атмосфере IV типа метана переводит ее в равновесную по реакциям (4) и (5) и в науглероживающую по реакции (6), что иллюстрируют рис. 25 и 27.

Возможное протекание реакций (7г) и (8г) дополнительно усиливает науглероживающую способность атмосферы (повышение содержания окиси углерода). Регулирование добавки метана позволяет получить атмосферу, равновесную со сталью с заданным углеродным потенциалом.

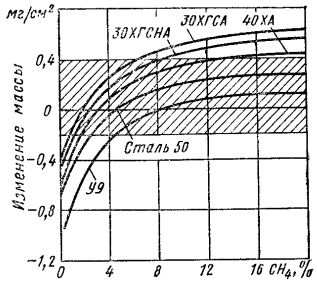


Рис. 27. Влияние содержания метана в экзогазе на обезуглероживание сталей различных марок. Температура нагрева 900° С, продолжительность 2 часа [7]

V. Азот—водород—окись углерода ($N_2—H_2—CO$). Азотная атмосфера. Обозначение: А (N_2), ПС—α, ПС—09.

Атмосфера технического азота, содержащая в своем составе некоторое количество кислорода, водяного пара и двуокиси углерода, всегда является окисляющей для металлов и сплавов и обезуглероживающей для стали. Добавка водорода делает азотную атмосферу равновесной по реакции (1), а добавка окиси углерода — по реакциям (2) и (4): азотная атмосфера является равновесной или только восстановительной. При недостаточной осушке и очистке от CO_2 атмосфера может быть обезуглероживающей.

Va. Азот—водород ($N_2—H_2$). Атмосфера $N_2—H_2$, получаемая из технического азота и из атмосферы ПС—09 (с конверсией CO) используется в промышленности для светлого отжига низкоуглеродистой стали, и главным образом автолиста, при весьма жестких требованиях отсутствия отложений сажистого углерода при температурах ниже 700° С за счет реакции (4г) [1].

Атмосфера чистого азота может приводить к азотированию сталей, содержащих элементы с большим сродством к азоту (хром, титан и др.).

3. СПОСОБЫ И УСТАНОВКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОНТРОЛИРУЕМЫХ АТМОСФЕР

В машиностроении применяют контролируемые атмосферы, получаемые на основе водорода и на основе продуктов частичного сжигания углеводородных (промышленных) газов; в металлургии находит применение атмосфера на основе технического азота.

В машиностроении для получения контролируемых атмосфер применяют преимущественно установки, разрабатываемые Всесоюзным научно-исследовательским институтом электротермического оборудования — ВНИИЭТО; установки, разрабатываемые в металлургии — Стальпроектом.

Установки для получения контролируемых атмосфер на основе водорода

Ниже приведены схемы получения атмосферы В (H_2) (табл. 5).

1. $В_{Б,Э,Д}—А_{H_2O}—П\ (В_{Б,Э,Д})$ — водород из баллона, электролизера—диссоциатора аммиака; $А_{H_2O}$ — адсорбер для осушки газа; П — печь).

Таблица 5. Основные технические данные установок для получения контролируемых атмосфер из аммиака

Показатели	Установка с дожиганием водорода		Установки диссоциации (блоки диссоциации)	
	ДА-30-С-М01	ДА-60-С-М1	ДА-20	ДА-40
Производительность, м³/ч:				
с дожиганием водорода	30	60	—	—
без дожигания водорода	20	40	20	40
Установленная мощность, кВт	25,2	48	16,5	35
Напряжение сети, В	380/220	380/220	380/220	380/220
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/м³	0,5	0,535	0,59	0,51
Рабочая температура, °С:				
диссоциатора	600	600	600	600
камеры сжигания	900—1100	900—1100	—	—
Расход жидкого аммиака, кг/ч	7,58	15,2	7,58	15,2
Состав готовой атмосферы, %:				
с дожиганием водорода	4÷20 H_2	N_2 остальное	—	—
без дожигания водорода	75 H_2	25 N_2	75 H_2	25 N_2
Влажность готовой атмосферы (точка росы °С) *	−40÷−60	−40÷−60	−40÷−60	−40÷−60
Давление на выходе, мм вод. ст.	100—150	100—150	100—150	100—150
Расход воды, м³/ч	3%	7,5	0,5	0,7

* При условии применения обезвоженного аммиака.

2. $В_{Б,\ Э}$—$К_{O_2}$—$А_{H_2O}$—П ($К_{O_2}$ колонка для очистки газа от кислорода).

3. $В_{Д}$—$К_{NH_3}$—$А_{H_2O}$—П ($К_{NH_3}$— колонка для очистки газа от аммиака).

Установки для получения атмосфер ПСВ (продуктов частичного сжигания водорода).

Атмосферу получают по схеме $В_{Б,\ Э,\ Д}$—КС—$К_{охл}$—$А_{H_2O}$—П (КС — камера сжигания, $К_{охл}$ — колонка охлаждения — трубчатый холодильник или камера холодильной машины.

В табл. 5 приведены основные технические данные установок ВНИИЭТО для получения контролируемой атмосферы из аммиака, а на рис. 28 — полная технологическая схема получения атмосферы H_2—H_2O—N_2.

Аммиак транспортируется в цистернах или баллонах в жидком виде: давление в баллоне соответствует давлению его пара в зависимости от температуры.

Из одного килограмма жидкого аммиака образуется 1,32 м³ газообразного. Теплота испарения жидкого аммиака составляет 1,14 МДж/кг (273 ккал / кг).

При нагревании газообразный аммиак диссоциирует по реакции

$2NH_3 \rightleftarrows N_2 + 3H_2$:

$$K_p = \frac{p_{N_2} p^3_{H_2}}{p^2_{NH_3}};$$

$$\lg K_p = 2140T^{-1} + 4{,}83.$$

Практически процесс диссоциации аммиака осуществляется в диссоциаторах в интервале температур 450—700° С с применением катализаторов, например ГК или КДА. Расход теплоты на диссоциацию аммиака составляет ~ 2,72 МДж/кг (690 ккал/кг).

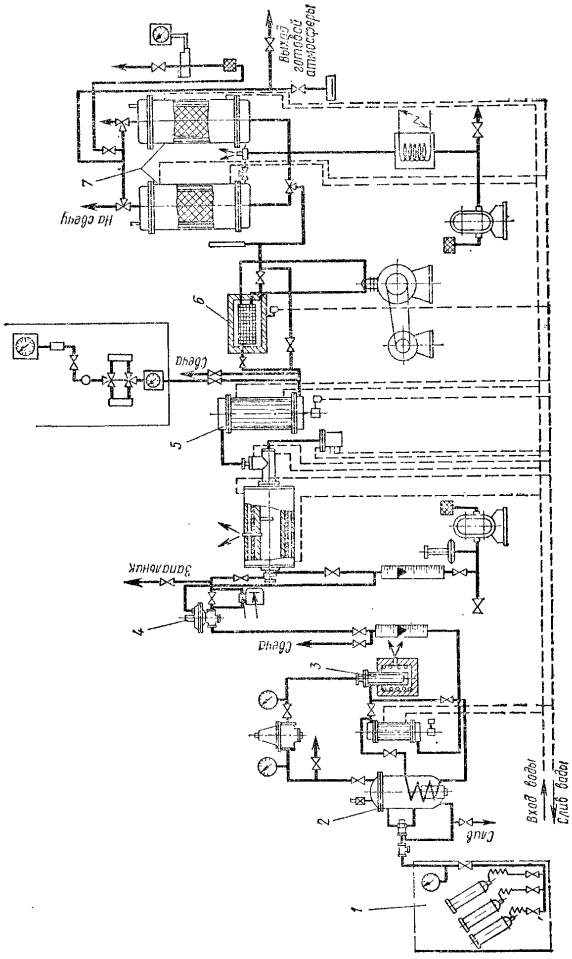


Рис. 28. Технологическая схема установки типа ДА — С для получения контролируемой атмосферы из аммиака: *1* — баллоны с аммиаком; *2* — испаритель аммиака; *3* — диссоциатор аммиака; *4* — регулятор соотношения газ : воздух; *5* — трубчатый водяной холодильник; *6* — холодильная машина; *7* — адсорбер

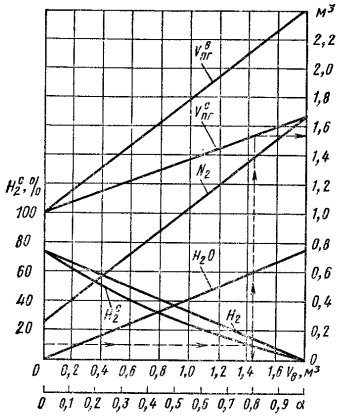


Рис. 29. Диаграмма частичного сжигания диссоциированного аммиака:
в с
$v_{пг}$, $v_{пг}$ — объем продуктов горения влажных и сухих соответственно

При протекании реакции диссоциации до конца в составе продуктов реакции содержится NH_3:

T, К	700	800	900	1000	1100	1200
t, °С	427	527	627	727	827	927
NH_3, %	0,36	0,115	(0,025)	0,0495	0,0145	0,009

В конечном итоге из 1 м³ газообразного аммиака образуется 2 м³ газа, содержащего 75% H_2 и 25% N_2 (без учета остаточного аммиака и водяного пара).

Из 1 кг аммиака образуется 2,64 м³ газа указанного выше состава.

Содержание водяного пара в составе диссоциированного аммиака зависит от влажности жидкого аммиака. Каждый процент влажности жидкого аммиака соответствует 0,0047% H_2O в составе газа — диссоциированного аммиака.

На рис. 29 приведена диаграмма частичного сжигания диссоциированного аммиака.

При полном сжигании 1 м³ диссоциированного аммиака образуется 2,42 м³ влажных продуктов горения, содержащих 0,75% H_2O + 1,67% N_2.

Реакция частичного сжигания

$$3H_2 + N_2 + n(O_2 + 3{,}76N_2) = 3 -$$

$$- 2nH_2 + (1 + 3{,}76n)N_2 = 2nH_2O,$$

где n — коэффициент, определяющий требуемое количество водорода в защитной атмосфере. Отсюда отношение воздух/газ = 1,19.

Сжигание водорода производится при температурах выше 1000° С в присутствии катализатора, а охлаждение продуктов частичного сжигания — водой в трубчатом холодильнике (до +15° С) или в камере холодильной машины (до +2° С). Более глубокая осушка проводится в адсорберах с применением адсорбентов — силикагелей, алюмогелей, цеолитов.

Достижением последнего времени является получение ультрачистого водорода. Получение ультрачистого водорода 99,99999%, с точкой росы —75° С и с содержанием кислорода и азота <0,1 ppm производится путем пропускания его через перегородки из палладиевого сплава.

Установки для получения контролируемой атмосферы частичным сжиганием углеводородных газов

К углеводородным газам относятся природный, сжиженные углеводородные бутанпропановые смеси, светильный.

Получение контролируемой атмосферы производится путем частичного сжигания газов с коэффициентом расхода воздуха $\alpha < 1$, с последующей очисткой продуктов сжигания от двуокиси углерода, а в некоторых случаях и от окиси углерода. На рис. 30 приведена диаграмма частичного сжигания метана (природный газ).

При полном сжигании метана (как и любого другого газа) с $\alpha = 1{,}0$ образуется атмосфера CO_2—H_2O—N_2 по реакции:

$$CH_4 + 2(O_2 + 3{,}76N_2) = CO_2 + 2H_2O + 7{,}52N_2.$$

С уменьшением коэффициента расхода воздуха продукты частичного сжигания обогащаются газами-восстановителями — окисью углерода и водородом, при $\alpha < 0{,}7$ появляется метан; содержание газов окислителей — двуокиси

углерода и водяного пара — уменьшается в пределе до нуля при $\alpha =$ = 0,25, когда образуется атмосфера CO—H_2—N_2 по реакции

$$CH_4 + 2(0{,}25O_2 + 0{,}89N_2) =$$

$$= CO + 2H_2 + 1{,}88N_2.$$

Объем продуктов сжигания уменьшается с 10,52 м³ на 1 м³ метана при $\alpha = 1{,}0$ до 4,88 м³ при $\alpha = 0{,}25$, а количество выделяющейся теплоты с 35 840 до 2500 кДж/м³ (с 8560 до 600 ккал/м³).

Практически используются атмосферы, соответствующие трем зонам диаграммы (см. рис. 30):

1. Атмосфера экзогаз (ПС—06) — продукты частичного сжигания газов с коэффициентом расхода воздуха $\alpha = 0{,}45 \div 0{,}6$.

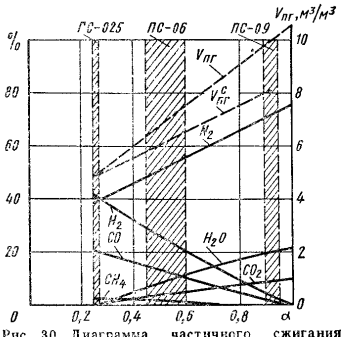


Рис. 30. Диаграмма частичного сжигания метана (природного газа)

2. Атмосфера экзогаз (ПСО—09) — продукты частичного сжигания газов с $\alpha = 0{,}9 \div 0{,}95$.

3. Атмосфера эндогаз (ПС—025) — продукты частичного сжигания газов с коэффициентом расхода воздуха в очень узком интервале: $\alpha = 0{,}25 \div 0{,}28$.

Получение экзогаза (ПС—06 и ПС—09) производится в установках, смонтированных из отдельных элементов по различным схемам в зависимости от требований получения атмосферы того или иного состава:

1) КС—$K_{охл}$;

2) КС—$K_{охл}$—A_{CO_2}—A_{H_2O};

3) КС—$K_{к\text{-}CO}$—A_{CO_2}—A_{H_2O},

где $K_{к\text{-}CO}$ — камера конверсии окиси углерода по реакции $CO + H_2O \rightarrow$ $\rightarrow CO_2 + H_2$.

Схемы получения экзогаза приведены на рис. 31 (ВНИИЭТО).

Конверсия окиси углерода производится при 450° С с применением катализатора (ГИАП-482; 6,3—7,5% Cr_2O_3; 87,3—90,0% Fe_2O_3), объем подаваемого на конверсию водяного пара в 60 раз превышает объем окиси углерода в исходном газе. В конечном итоге по схеме 3 получается атмосфера, содержащая <0,1% CO, 0,1% CO_2, 0,005% O_2, температура точки росы —50° С.

Очистка от окиси углерода до предела 0,01% производится также в адсорбере с применением цеолита СА-5.

Схема установки для получения атмосферы ПС—06 наиболее простая, осушка атмосферы осуществляется только охлаждением до +15° С в трубчатом холодильнике, или до +2° С в камере холодильной машины. Более глубокая осушка указанной атмосферы не нужна, так как наличие в составе атмосферы двуокиси углерода приводит в объеме печи к увеличению содержания водяного пара в результате реакции водяного газа.

На рис. 32 приведена технологическая схема установки для получения экзогаза, а в табл. 6 — основные технические данные установок экзогаза.

Схема получения атмосферы эндогаза весьма проста: $Г_э$—$K_{охл}$ (рис. 33). Генератор $Г_э$ представляет собой камеру, заполненную катализатором с внешним нагревом. Температура в генераторе 1050° С. Катализаторы никелевый ГИАП-8 (ТУ 6-03-382—75), ГИАП-3. Усложнение схемы происходит в случае необходимости применения камеры сероочистки из-за наличия в составе природного газа сероводорода (содержание H_2S в природном и городском газе допускается до 20 мг/м³, ГОСТ 5542—74). Очистка от сероводорода проводится при 300—400° С в присутствии катализатора ГИАП-10 с последующей его регенерацией воздухом

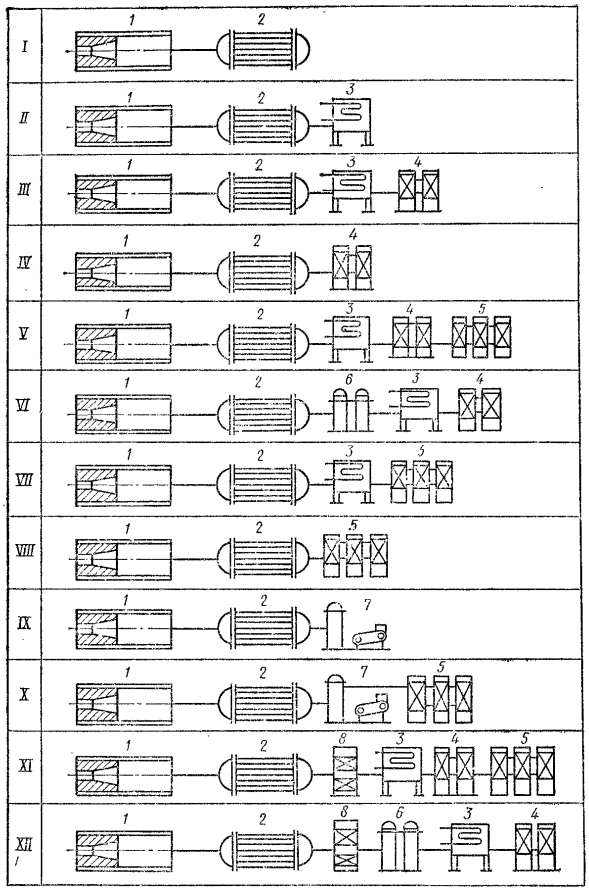


Рис. 31. Принципиальные технологические схемы (I—XII) установок для получения экзогаза [2]:

1 — камера сжигания; *2* — трубчатый водяной холодильник; *3* — узел осушки газа холодом; *4* — адсорбер с силикагелем; *5* — адсорбер с цеолитом; *6* — адсорбер с моноэтаноламином; *7* — адсорбер для очистки газа от CO_2 водой или раствором моноэтаноламина под давлением; *8* — колонка конверсии окиси углерода

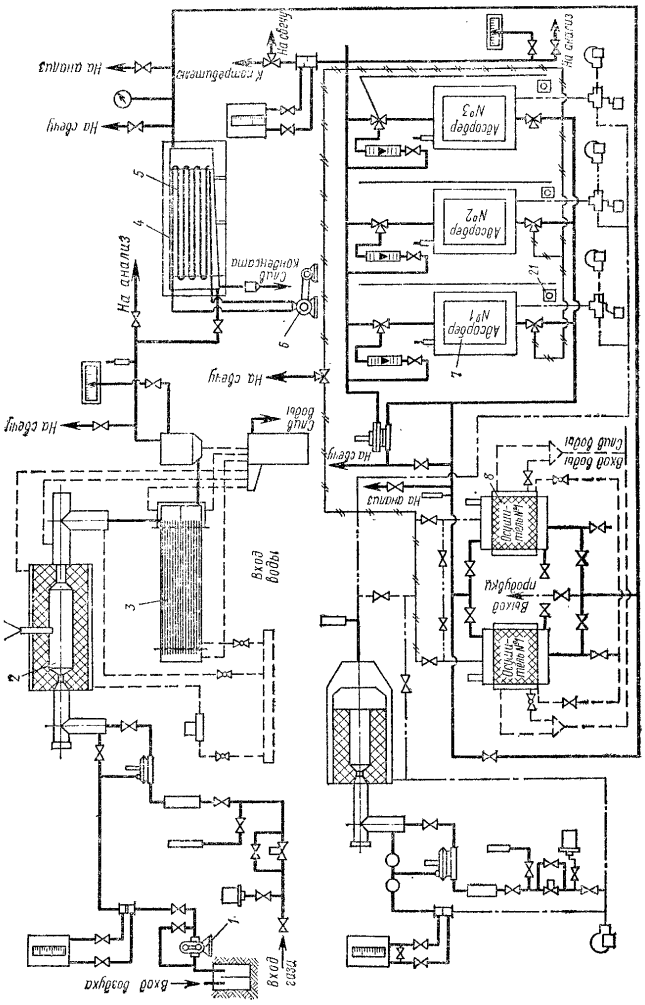


Рис. 32. Полная технологическая схема установки для получения экзогаза:

1 — газодувка; *2* — камера сжигания; *3* — трубчатый водяной холодильник; *4—6* — охладитель с холодильной машиной; *7* — адсорбер с цеолитом; *8* — адсорбер с силикагелем; элементы *1—3* применяют в установках несжиженного газа, например типа ЭК-60, ЭК-125 и ЭК-250

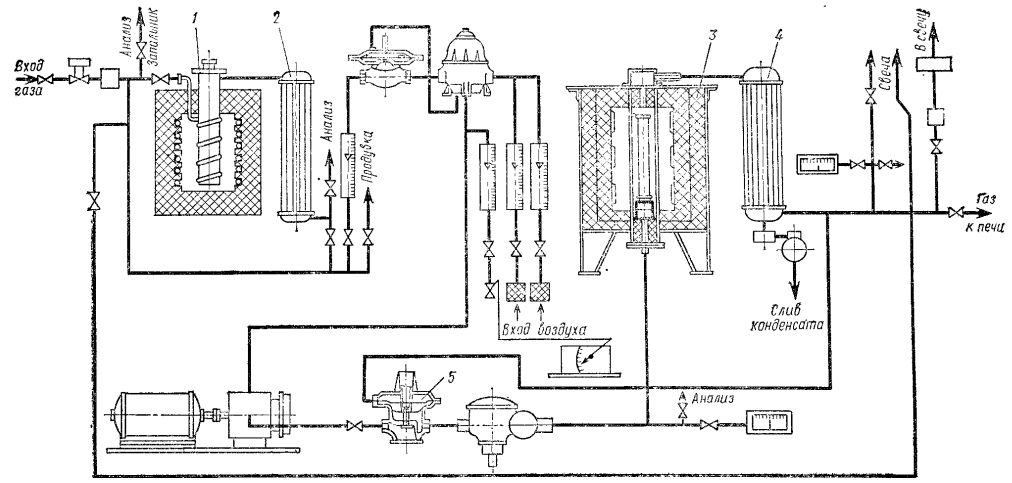


Рис. 33. Технологическая схема установки для получения эндогаза:
1 — камера сероочистки; *2* — трубчатый водяной холодильник; *3* — эндотермический генератор; *4* — трубчатый водяной холодильник; *5* — регулятор давления смеси

Таблица 6. Основные технические данные установок для получения экзогаза [2]

Показатели	Установки неочищенного экзогаза				Установки осушенного экзогаза		Установки очищенного экзогаза		
	ЭК-8-М1	ЭК-60-М1	ЭК-125-М3	ЭК-250-М2	ЭК-60-М2	ЭК-8М2	ЭК-8-ОМ3	ЭК-60-ОМ2	ЭК-125-ОМ3
Производительность, м³/ч	8	60	125	250	60	8	8	60	125
Установленная мощность электрооборудования, кВт	0,6	3,0	3,0	5,5	18,0	9,7	36	25	70
Удельный расход энергии, кВт·ч/м³	0,06	0,022	0,03	0,016	0,26	0,5	0,63	0,33	0,43
Расход исходного газа, м³/ч при									
100% CH_4: $\alpha = 0,9$	0,94	7	14,7	29,4	7	0,94	1,07	8,6	13,5
$\alpha = 0,6$	1,14	8,6	17,9	35,7	8,6	1,14	1,23	9,5	21,5
50% C_3H_8 + 50% C_4H_{10}: $\alpha = 0,9$	0,308	2,3	4,8	9,6	2,3	0,308	0,415	2,9	5,0
$\alpha = 0,6$	0,432	3,2	6,75	13,5	3,2	0,432	0,483	3,2	8,5
Расход воды, м³/ч	1,0	5,5	10,5	17	6	1,0	1,0	7,0	11,0
Давление газа на входе в установку, кПа	1,00—2,50	1,00—2,50	25,0—30,0	25,0—30,0	25,0—30,0	1,00—2,50	2,00—3,5	25,0—30,0	25,0—30,0

Исходный газ: природный, городской, сжиженный: пропанбутановые смеси. Рабочая температура камеры сжигания 1000—1200° С. Напряжение сети 380—220 В. Давление газа на выходе из установки 1,0—15 кПа.

Таблица 7. Параметры получения и состава эндогаза

Параметры	Исходный газ		
	Метан CH_4	Пропан C_3H_8	Бутан C_4H_{10}
Выход паров из жидкой фазы:			
$м^3/кг$	—	0,535	0,406
$м^3/л$	—	0,272	0,236
Коэффициент расхода воздуха, α	0,25	0,30	0,308
Расход воздуха в $м^3$ на 1 $м^3$ исходного газа	2,38	7,15	9,52
Выход эндогаза в $м^3$ на 1 $м^3$ смеси исходного газа и воздуха	1,44	1,55	1,57
Состав эндогаза, об. %:			
H_2	40	31,6	30,6
CO	20	23,7	24,2
CO_2	0,1—0,2	0,1—0,2	0,1—0,2
CH_4	0,4—0,6	0,4—0,6	0,4—0,6
Точка росы, °С	—2 ÷ —8	—2 ÷ —8	—2 ÷ —8

Таблица 8. Основные технические данные установок для получения эндогаза [4]

Показатели	ЭН-16	ЭН-16Г	ЭН-30	ЭН-60	ЭН-60Г	ЭН-125	ЭН-250Г
Производительность, $м^3/ч$	16	16	30	60	60	125	250
Установленная мощность:							
электрооборудования, кВт	12	1,8	29	37	9	53	22
горелок, Дж/ч	—	55 140	—	—	249 740	—	452170×2
Напряжение, В	380/220	380	380/220	380	380/220	380	380/220
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/$м^3$	0,4	0,09	0,43	0,33	0,075	0,32	0,09
Расход воды, $м^3/ч$	0,2	0,2	1,0	2,0	2,0	2,0	4,0
Расход газа, $м^3/ч$ (100% CH_4):							
для получения атмосферы	3,3	3,3	6,2	12,4	12,4	25,6	51,2
на обогрев	—	1,4	—	—	3,64	—	16,4

при 500—550° С. Очистка проводится до содержания сернистых газов 1—3 $мг/м^3$.

Параметры, определяющие условия получения атмосферы эндогаза, приведены в табл. 7; характеристика установок дана в табл. 8. При использовании эндогаза в качестве газового карбюризатора в установке предусмотрен ввод исходного газа с автоматическим регулированием смеси.

Установки для получения азотной атмосферы

Технический азот применяется в качестве контролируемой атмосферы при термической обработке только с условием его обогащения газами-восстановителями (CO, H_2 или CH_4) и при условии глубокой осушки.

Азотная атмосфера А (N_2) получается двумя способами. Первый, описанный выше способ получения атмосферы ПС—09. Очистка атмосферы от окиси углерода конверсией позволяет получить атмосферу, содержащую 4—10% H_2, <0,1% CO; 0,001% CO_2, остальное — азот; точка росы —70° С.

Атмосферу применяют для светлого отжига низкоуглеродистой стали (автолиста), белой жести, калиброванной проволоки и др.

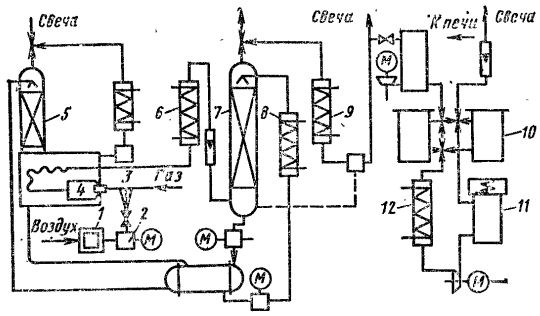


Рис. 34. Технологическая схема установки для получения азотной атмосферы типа N_2 — 150П1:
1—3 — система приготовления газовоздушной смеси; *4* — камера сжигания; *5* — колонка для регенерации моноэтаноламина; *6, 8, 9, 12* — холодильники; *7* — абсорбер с моноэтаноламином; *10* — адсорбер с силикагелем; *11* — газонагреватель

Второй, более экономичный способ — получение технического азота из отходов производства кислорода (N_2 + 4—6% O_2), а иногда и при разделении воздуха с получением атмосферы азота, содержащей <0,002% O_2 в установках, работающих по схеме: создание смеси $N_2 + H_2$ (или NH_3) в камере сжигания ($H_2 + {}^1/_2O_2 \rightarrow H_2O$) при 300—400° С с применением палладиевого катализатора и последующей осушкой в адсорберах с силикагелем или цеолитами.

Установки $N_2$150П1, $N_2$300ПК — атмосфера ПС—09, рис. 34 и THN-250, THN-400 — атмосфера А (N_2), изготовленные по проектам Стальпроекта, применяют на металлургических заводах — Череповецком им. 50-летия СССР, Новолипецком и др.

На рис. 35 приведена технологическая схема установки для очистки аргона (ВНИИЭТО).

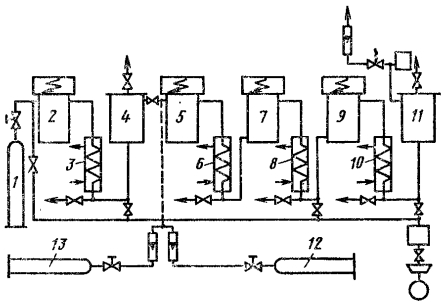


Рис. 35. Технологическая схема установки для очистки аргона ЦО—6;
1 — баллон с аргоном; *2* — реактор с CuO для очистки от метана и окиси углерода; *3, 6, 8, 10* — холодильники; *4* — адсорбер с цеолитами; *5* — реактор с MnO для очистки от кислорода; *7* — реактор с Ca для очистки от азота; *9* — реактор с CuO для очистки от водорода; *11* — адсорбер с силикагелем; *12* — баллон с аргоном для регенерации; *13* — баллон с водородом для регенерации [7]

Способы очистки контролируемых атмосфер от двуокиси углерода и осушки

Очистка водой под давлением. Растворимость двуокиси углерода в воде увеличивается с повышением давления и уменьшается с повышением температуры.

Очистку контролируемой атмосферы от двуокиси углерода проводят обычно при избыточном давлении газа в абсорбере 1,6—2 МПа, при этом содержание CO_2 достигает значения 0,2—1,0%, а содержание водяного пара снижается до уровня, соответствующего точке росы 8—21° С [2]. В схему установки включается абсорбер с повышенным давлением и десорбер с нормальным давлением (желательно с повышенной температурой при замкнутом цикле использования воды).

Очистка водным раствором моноэтаноламина [1]. Этот способ очистки впервые был применен и описан автором. Промышленная установка разработана Стальпроектом. Установка состоит из абсорбера, в котором проходит поглощение двуокиси углерода 15%-ным раствором (реакция экзотермическая), и из десорбера, в котором происходит восстановление моноэтаноламина и его поступление в замкнутую систему.

Очистка и осушка цеолитами. Цеолиты — керамические пористые материалы на основе натрия (марки NaA) и на основе кальция (марки CaA и CaA-5).

Цеолиты адсорбируют молекулы водяного пара, двуокиси углерода, сероводорода, аммиака и др. Синтетический цеолит марки CaA-5 является также сорбентом окиси углерода.

Цеолиты изготовляются в виде таблеток или гранул с 15—20% связующих веществ (обычно глины) и подвергаются термической обработке при 550—600° С в течение 2—6 ч. Подробно цеолиты описаны в работе [2]. Основным параметром, определяющим способность цеолитов (так же как и селикагелей и алюмогелей), является динамическая активность — отношение массы поглощенного газа к массе адсорбента, или отношение массы поглощенного газа, выраженного в мг к объему адсорбента (обычно в $см^3$).

4. ТРЕБОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ И РЕКОМЕНДАЦИИ ПРИМЕНЕНИЯ КОНТРОЛИРУЕМЫХ АТМОСФЕР

В зависимости от химического состава стали и тепловых режимов процессы термической обработки предъявляют к контролируемым атмосферам различные требования.

С точки зрения требований к контролируемым атмосферам все марки стали, а также некоторые сплавы можно разделить на группы, определяющие процессы окисления и обезуглероживания.

К первой группе относятся низкоуглеродистые стали и некоторые сплавы на железной основе, ведущим элемеитом которых по термодинамическому потенциалу окисления является железо.

Для этих сталей (или сплавов) требуется только защита от окисления и иногда необходимо обезуглероживание (например, для электротехнической стали). Для некоторых сталей является недопустимым науглероживание — автолист, сталь 08кп, калиброваниый пруток и проволока. К этой же группе относятся все цементуемые углеродистые стали, для которых применимы все типы газовых карбюризаторов.

Ко второй группе относятся средне- и высокоуглеродистые стали, железо и углерод которых определяют условия их взаимодействия с контролируемой атмосферой. Для этих сталей требуется защита от окисления и обезуглероживания.

К третьей группе относятся хромистые стали и сплавы, ведущим элементом которых по значению термодинамического потенциала окисления является хром. Для этой группы стали и сплавов требуется защита от окисления и в некоторых случаях защита от обезуглероживания.

[1] Моноэтаноламин $(CH_2CH_2OH)NH_2$

К четвертой группе относятся сплавы и стали, содержащие элементы, обладающие высоким термодинамическим потенциалом окисления, — алюминий, титан, кремний, марганец и др. Эти сплавы и стали предъявляют к контролируемым атмосферам разнообразные требования. Так, трансформаторная кремнистая сталь требует защиты от окисления при максимальном обезуглероживании, высоколегированная конструкционная сталь — защиты от обезуглероживания и допускает в некоторых случаях окисление поверхности до цветов побежалости, коррозионно-стойкая сталь — защиты от окисления и не допускает науглероживания, а в некоторых случаях и обезуглероживания.

К пятой группе относится чугун. Ковкий ферритный чугун требует защиты от окисления и допускает обезуглероживание; ковкий перлитный чугун требует защиты от окисления и обезуглероживания.

Технологические процессы термической обработки предъявляют требования к контролируемым атмосферам с учетом теплового графика температура—время.

Наибольшее влияние на конечный результат процесса оказывают периоды выдержки и охлаждения и главным образом скорость охлаждения (продолжительность). Так, например, атмосфера типа H_2—H_2O имеет области окисления в период нагрева и охлаждения, т. е. при низких температурах; поэтому длительная выдержка изделий в области этих низких температур будет приводить к окислению, и, наоборот, выдержка в области высоких температур будет способствовать восстановлению окислов и получению светлой поверхности.

Получение светлой поверхности изделий в конце процесса требует большой скорости охлаждения. Однако вследствие малой скорости окисления при понижении температуры окисление поверхности изделий может произойти только до цветов побежалости.

Период охлаждения для атмосферы указанного типа определяет содержание в ней водяного пара (см. диаграмму равновесия, рис. 3).

Вследствие противоположного характера взаимодействия с железом атмосфер типа H_2—H_2O—N_2 и CO—CO_2—N_2 при использовании последней и при постоянном ее составе окисление стали наступает при высокой температуре. Это значит, что окислы, появившиеся в период выдержки при высоких температурах, могут остаться невосстановленными в период охлаждения в области восстановления окислов из-за малой скорости процесса.

Сложные газовые атмосферы типа CO—CO_2—H_2—H_2O—N_2 (продукты частичного сжигания), состав которых постоянно изменяется в зависимости от температуры из-за реакции водяного газа, могут оказывать вредное влияние. В связи с этим важным является как уровень температуры и соответствующая выдержка, так и скорость охлаждения. Высокая температура и большая продолжительность выдержки при этой температуре при содержании в составе атмосферы двуокиси углерода приводят к окислению стали, и, наоборот, низкая температура и большая длительность выдержки при низкой температуре могут вызвать окисление стали в результате взаимодействия с водяным паром.

Восстановление окислов железа в таких случаях может происходить при температуре, близкой к температуре равновесия реакции водяного газа, когда постоянная этой реакции равна единице, т. е. вблизи температуры 820° С в интервале ±100° С в зависимости от состава контролируемой атмосферы.

Тепловой режим (график температура—время) оказывает влияние и на состав атмосферы газового карбюризатора. Так, например, если в составе газового карбюризатора преобладают газы системы CO—CO_2, то в период нагрева и охлаждения реакция (4) будет направлена в сторону науглероживания, но так как при низких температурах диффузия углерода ограничена, будет происходить выделение сажистого углерода, причем в первую очередь на поверхности деталей. В области высоких температур в период выдержки реакция (4) в направлении науглероживания будет затормаживаться.

При большом содержании метана в области высоких температур возможно также выделение сажистого углерода. В области низких температур в период нагрева и охлаждения реакция (6) в сторону науглероживания затормаживается, и если при этом в составе газового карбюризатора имеется водяной пар, то может происходить даже обезуглероживание стали за счет реакции (5) при отсутствии в составе атмосферы окиси углерода.

Таблица 9. Применение контролируемых атмосфер

Технологический процесс	Обрабатываемый материал		Температура, °С	Требования		
	Стали	Другие материалы		к обезуглероживанию	к поверхности	к защитной атмосфере
Отжиг	Низкоуглеродистые	—	650—730	—	Светлая	Неочищенная ** (α = 0,6 ÷ ÷ 0,7; 8—12% CO; 4—6% CO_2; 9—14% H_2; остальное N_2, точка росы +20° С)
		Кремнистые	800—1100		Чистая	
	Коррозионно-стойкие *	—	980—1150	—	—	Неочищенная (α = 0,7 ÷ ÷ 0,8; 6—9% CO; 6—9% CO_2; 6—9% H_2; остальное N_2, точка росы +20 ÷ —40° С)
		Медноникелевые сплавы	430—760		Светлая	
	—	Медь	260—650	—	Светлая	Неочищенная (α = 0,9 ÷ ÷ 0,95; 1—2% CO; 10—11% CO_2; 1,5—3% H_2; остальное N_2; точка росы +20 ÷ —40° С)
		Латуни и бронзы	430—760		Чистая	
	Средне- и высокоуглеродистые	—	650—800	Отсутствие обезуглероживания	Светлая и чистая	Очищенная ** (α = 0,6 ÷ ÷ 0,7; 8—12% CO; 9—14% H_2; остальное N_2, точка росы —40 ÷ —60° С)
	Средне- и высокоуглеродистые легированные Быстрорежущие	—	700—870	То же	То же	Очищенная ** (α = 0,6 ÷ ÷ 0,7; 8—12% CO; 9—14% H_2; остальное N_2; точка росы —40 ÷ —60° С)
			800—900			
Нормализация	Низкоуглеродистые Легированные средне- и высокоуглеродистые	—	870—1010	—	Чистая и светлая	Неочищенная (α = 0,6 ÷ ÷ 0,7). Очищенная (α = = 0,7 ÷ 0,8; 6—9% CO; 6—9% H_2; остальное N_2; точка росы —40 ÷ —60° С)
			815—1100	Отсутствие обезуглероживания		
Закалка	Высокоуглеродистые цементованные и легированные средне- и высокоуглеродистые	—	760—950	То же	То же	Очищенная (α = 0,6 ÷ 0,7)
	Быстрорежущие инструментальные	—	980—1320	»	»	То же

Продолжение табл. 9

Технологический процесс	Обрабатываемый материал		Температура, °С	Требования		
	Стали	Другие материалы		к обезуглероживанию	к поверхности	к защитной атмосфере
Пайка в печах	Низкоуглеродистые		1120	—	Светлая	Неочищенная (α = 0,6 ÷ 0,7). То же
	Коррозионно-стойкие		1120	—	»	
	Средне- и высокоуглеродистые	—	700—870	Отсутствие обезуглероживания	Чистая	Очищенная (α = 0,6 ÷ 0,7)
	То же, легированные		1120	То же	»	То же
		Чугунное литье	700—870	—	»	Неочищенная (α = = 0,6 ÷ 0,7)
	—	Медь и латунь	700—800	—	»	Неочищенная (α = = 0,9 ÷ 0,95)
Спекание	—	Низкоуглеродистые черные металлы	980—1150	—	Светлая и чистая	Неочищенная (α = = 0,6 ÷ 0,7)
	—	Средне- и высокоуглеродистые черные металлы	980—1150	Отсутствие обезуглероживания	То же	Очищенная (α = 0,6 ÷ 0,7)
		Медь—медь—свинец. Медь—свинец—графит	700—1040	—	»	Неочищенная (α = = 0,6 ÷ 0,7)
Продувка термических печей и аппаратов	—	—	20—1200	—	—	Неочищенная (α = = 0,9 ÷ 0,95)
Продувка вакуумных печей			600—1000			Ультрачистый водород

* Области применения экзогаза указаны с точки зрения защиты поверхности от окисления и обезуглероживания. Для сталей с высоким содержанием хрома, марганца, титана применение эндогаза и экзогаза, содержащего CO, вызывает внутреннее окисление легирующих элементов. Только глубокоосушенный водород или азотоводородная смесь являются надежной атмосферой для защиты легирующих элементов от окисления.

** Приведен примерный химический состав атмосферы.

*** Очищенная — удалены водяной пар и двуокись углерода.

Совместное влияние газов системы H_2—CH_4 и CO—CO_2 приводит к благоприятным результатам процесса как в области низких, так и в области высоких температур. В связи с этим наилучшим газовым карбюризатором является смесь газов системы H_2—CH_4 и CO—CO_2 при постоянном, строго определенном содержании водяного пара.

В табл. 9 приведены рекомендации применения контролируемых атмосфер для различных технологических процессов термической обработки, пайки медью и спекания металлических порошков.

5. ТРЕБОВАНИЯ К КОНСТРУКЦИЯМ ПЕЧЕЙ И ИХ ЭКСПЛУАТАЦИИ С ПРИМЕНЕНИЕМ КОНТРОЛИРУЕМЫХ АТМОСФЕР

Общие требования для всех конструкций печей и их эксплуатации с применением контролируемых атмосфер приведены ниже.

1. Обеспечение условий минимального изменения состава атмосферы в рабочем объеме печи. При эксплуатации печи недопустимы десорбция газов (кислорода, водяного пара и др.) из кладки печи; взаимодействие газов с окислами и другими соединениями огнеупорной кладки, муфелей, конвейеров и др.; взаимодействие газов с окислами, маслом и другими веществами, находящимися на поверхности обрабатываемых изделий; подсосы воздуха через затворы и неплотности печи; недостаточная продувка контролируемой атмосферой или инертным газом рабочего объема печи; неравномерность температуры в рабочем объеме печи (наличие электросопротивлений, трубчатых нагревателей и других элементов с повышенной температурой).

2. Соблюдение принципа ввода контролируемой атмосферы в места рабочего объема печи или регулирование ее расхода с учетом обеспечения максимального эффекта взаимодействия со сталью.

Вывод контролируемой атмосферы из рабочего объема печи должен осуществляться в месте, где атмосфера уже измененного состава не может оказать отрицательное влияние на конечный результат процесса.

3. Обеспечение минимального расхода контролируемой атмосферы на полный цикл обработки.

6. БЕЗОПАСНОСТЬ ПРИ РАБОТЕ С КОНТРОЛИРУЕМЫМИ АТМОСФЕРАМИ

Безопасность работы с контролируемыми атмосферами должна рассматриваться с точки зрения предотвращения: 1) опасности отравления работающих, 2) взрывоопасности и 3) пожарной безопасности [6, 8].

Предотвращение возможности отравления работающих. Вредными отравляющими газами, содержащимися в составе контролируемых атмосфер и в исходных газах, являются окись углерода CO, аммиак NH_3, сернистый газ SO_2, сероводород H_2S, бензол C_6H_6.

Наиболее опасны атмосферы, содержащие окись углерода — газ с большей, чем воздух, удельной массой, без запаха и сильно токсичный. К ним относятся контролируемые атмосферы: генераторный газ, экзогаз и эндогаз. Выпуск указанных газов из рабочего объема печей непосредственно в цех недопустим. Эти газы можно сжигать при их выпуске из печи. Недопустимо присутствие в составе контролируемых атмосфер сернистых газов.

Резкий запах некоторых газов: аммиака, сероводорода, являются гарантией предупреждения о неполадках установок и необходимости их устранения.

Предотвращение опасности взрыва. Контролируемые атмосферы, как и всякие горючие исходные газы, взрывоопасны, когда в замкнутом объеме образуется газовоздушная смесь определенного соотношения, способная мгновенно воспламеняться от любого источника теплоты с температурой выше температуры воспламенения данной смеси.

Таблица 10. Характеристика контролируемых атмосфер по их пределам горючести

Тип контролируемой атмосферы	Состав, об. %					Плотность		Теплота сгорания		Количество воздуха для полного сгорания	Пределы воспламенения в воздухе, %
	H_2	CO	CH_4	CO_2	N_2	кг/м³	относительно воздуха	Дж/м³	ккал/м³		
Азотно-водородная	100	—	—	—	—	0,09	0,07	10790	2776	2,38	4,0—74,2
	75	—	—	—	25	0,38	0,29	8090	1932	1,79	5,4—73,1
	40	—	—	—	60	0,786	0,60	4310	1030	0,95	10,6—75,1
	20	—	—	—	80	1,018	0,79	2160	515	0,48	21,5—76,1
	10	—	—	—	90	1,135	0,88	1080	258	0,24	43,9—76,2
Эндотермическая	40	20	0,5	0,5	39	0,79	0,60	7020	1667	1,48	8,8—71,8
	31	23	1,0	—	45	0,88	0,68	6600	1578	1,38	10,8—69,2
Экзотермическая, получаемая с коэффициентом расхода воздуха α:											
0,5	20,5	14,0	1,2	—	64,3	0,99	0,77	4410	1052	0,92	16,2—69,2
0,6	15,0	11,4	0,8	—	72,8	1,07	0,83	3340	748	0,70	21,9—70,1
0,7	9,2	8,5	0,2	—	82,1	1,14	0,88	2135	510	0,44	36,0—72,7
0,8	5,3	5,7	—	—	89,0	1,18	0,90	1290	309	0,26	61,2—74,6
0,9	1,8	2,7	—	10,4	85,1	1,30	1,00	530	127	0,1	—

Взрываемость газовоздушной смеси зависит от температуры воспламенения, пределов взрываемости (горючести) и скорости воспламенения (распространения пламени).

Характеристика газов и контролируемых атмосфер по условиям их взрывоопасности приведена в табл. 10.

Предупреждение пожарной опасности. Контролируемые атмосферы в своем большинстве (кроме азотной атмосферы) являются горючими газовыми смесями, а потому с точки зрения пожарной безопасности они не отличаются от любого другого газообразного топлива.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Брунзель Ю. М.** Контролируемые атмосферы. — В кн.: Итоги науки и техники. М. ВИНИТИ, 1978, с. 143—181.
2. **Васильев С. З., Маергойз И. И., Пушкарев Л. И.** Установки экзогаза. М.: Энергия 1977. 129 с.
3. **Клинин А. Т.** Применение контролируемых атмосфер при термической обработке. М.: ЦИНТИ Машиностроение, 1961. 100 с.
4. **Майергойз И. И., Петрук А. П.** Контролируемые атмосферы в электрических печах. М.; Энергия, 1971. 111 с.
5. **Могутнов Б. М., Томилин И. А., Шварцман Л. А.** Термодинамика железо-углеродистых сплавов. М.: Металлургия, 1972. 328 с.
6. **Петрук А. П.** Взрывобезопасность электротермического оборудования с контролируемыми атмосферами. М.: Энергия, 1979. 112 с.
7. **Петров Н. П., Трошкин И. Г., Веселов Б. П.** Термическая обработка стали в контролируемых атмосферах. М.: Машиностроение, 1969. 150 с.
8. **Шмыков А. А., Малышев Б. В.** Контролируемые атмосферы. М.; Машгиз, 1953. 370 с.
9. **Шмыков А. А.** Справочник термиста, 4-е изд. М.; Машгиз, 1961. 174 с.

Глава 7

ОХЛАЖДАЮЩИЕ СРЕДЫ ДЛЯ ЗАКАЛКИ

1. КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРОЦЕССОВ ОХЛАЖДЕНИЯ

В процессе охлаждения при термической обработке охлаждающие среды, во-первых, изменяют свое состояние вследствие повышения температуры. Во-вторых, в ряде случаев наблюдается протекание различных физико-химических процессов, связанных с испарением среды и изменением механизма процесса охлаждения. В соответствии с этим охлаждающие среды могут быть разделены на две группы.

Для первой группы качественно процесс охлаждения оказывается неизменным от начала до конца. При охлаждении изменяются только количественные характеристики: температура тела и среды и, вследствие этого, теплофизические характеристики процесса. Процесс охлаждения описывается плавной кривой *I* (рис. 1) и подчиняется уравнению (1)

$$t = t_{\text{н}} e^{-k\tau}, \qquad (1)$$

где t — температура в момент τ; $t_{\text{н}}$ — разность между температурами тела и среды в начальный момент; k — постоянная, определяемая размерами и формой тел, свойствами металла и охлаждающей среды.

Кривая (рис. 1), описываемая уравнением (1), относится к охлаждению в газовой среде (на воздухе), в расплавленных солях, щелочах и металлах, т. е. во всех случаях, когда при контакте (тело—среда) не изменяется агрегатное состояние среды.

Вторая группа характеризуется изменением агрегатного состояния среды в связи с кипением. Образование паровой пленки в момент погружения горячего тела в охлаждающую среду вызывает замедленное охлаждение вследствие малой скорости теплоотвода (стадия пленочного кипения). Разрушение паровой пленки приводит к контакту отдельных объемов охлаждающей жидкости с нагретым телом; при этом жидкость испаряется. Испарение непрерывно подающихся к охлаждаемой поверхности объемов жидкости (пузырьков) связано с поглощением скрытой теплоты испарения и приводит к интенсивному охлаждению (стадия пузырьчатого кипения). При понижении температуры охлаждаемого тела начинается третья стадия — конвективного теплообмена, которая также характеризуется замедленным охлаждением. Подобный характер охлаждения наблюдается при использовании сред, температура кипения которых ниже температуры охлаждаемого тела (вода, водные растворы солей и щелочей и т. п.).

Классическое описание процессов охлаждения осуществляется с помощью уравнений математической физики (раздел «теплопроводность»). Следует отметить, что эти расчеты проводятся для тел простой формы (цилиндр, пластина). В общем виде изменение температурного поля при закалке описывается дифференциальным уравнением теплопроводности (уравнением Фурье)

$$\frac{dt}{d\tau} = a\left(\frac{\partial^2 t}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial z^2}\right), \qquad (2)$$

где t — температура; τ — время; a — коэффициент температуропроводности.

Располагая тело простой формы вдоль оси y и предполагая, что протяженность пластины в двух измерениях (y и z) бесконечна либо (для цилиндра) беско-

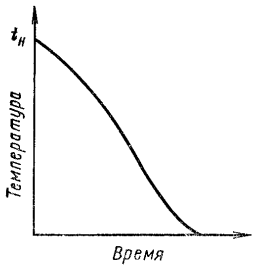


Рис. 1. Охлаждение в средах первой группы

нечным является протяженность по оси y, получаем упрощенные дифференциальные уравнения:

для пластины

$$\frac{dt}{d\tau} = a\frac{\partial^2 t}{\partial x^2}, \qquad (3)$$

для цилиндра

$$\frac{dt}{d\tau} = a\left[\frac{\partial^2 t}{\partial r^2} + \frac{1}{r}\frac{dt}{dr}\right]. \qquad (4)$$

Для решения этих дифференциальных уравнений необходимо задать краевые условия: начальное распределение температуры внутри тела и закон теплообмена между поверхностью тела и охлаждающей средой.

Рассмотрим наиболее простые условия: 1) исходное распределение температуры по сечению соответствует постоянной величине — температуре нагрева (реальные условия); 2) температура поверхности тела в момент погружения в охлаждающую среду мгновенно становится равной температуре охладителя. Последнее условие со значительной долей приближения соблюдается лишь в случае самого резкого охлаждения (например, при интенсивном водяном душе) [7].

Тогда для пластины [2]:

$$\theta = 1 - \sum_{n=1}^{\infty}(-1)^{n+1}\left[\operatorname{erfc}\frac{(2n-1)-\xi}{2\sqrt{\mathrm{Fo}}} + \operatorname{erfc}\frac{(2n-1)+\xi}{2\sqrt{\mathrm{Fo}}}\right], \qquad (5)$$

здесь θ — температурный критерий (относительная температура в данной точке и в определенное время); $\xi = \frac{x}{s}$ (пластина) или r/R (цилиндр) — относительное расстояние от центра (середины), s, R — заданная толщина пластины, цилиндра; $\mathrm{Fo} = a\tau/R^2$ — критерий Фурье, где a — коэффициент температуропроводности: $a = \lambda/(C_p\gamma)$ (λ — коэффициент теплопроводности; c_p — теплоемкость; γ — удельная плотность; более подробно см. [1—3] и руководство по уравнениям математической физики). По уравнениям типа (5) обычно строятся кривые зависимости θ от ξ или Fo (5). Однако описанный метод расчета сложен и, что особенно важно характеризуется допущениями, не позволяющими получить точное описание процесса охлаждения. Так, принятие постоянной величины коэффициента теплоотдачи α является весьма произвольным. На рис. 2 показано изменение α при понижении температуры при закалке в воде; коэффициент теплоотдачи при понижении температуры от 400—500° С до 275—200° С увеличивается в 4—5 раз, поэтому для расчета принимают эффективные (постоянные) значения коэффициента теплоотдачи (табл. 1).

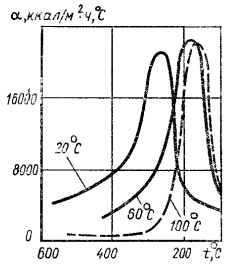


Рис. 2. Зависимость коэффициента теплоотдачи α при охлаждении в воде от температуры охлаждаемой поверхности

В результате использования эффективных коэффициентов, более или менее удовлетворительная точность может быть получена только для узких интервалов температур. Однако в этом случае при охлаждении в данной среде

Таблица 1. Значение эффективных коэффициентов теплоотдачи [4, 6]

Способ охлаждения	Удельный расход воды, см³/см² с	Коэффициент теплоотдачи α, ккал/м².г.°С
Очень сильный водяной душ	120	160 000
Сильный водяной душ	50	60 000
Слабый водяной душ	15	8000—18 000
Спокойная вода	—	3000—5 000
Масло	—	1000

стального тела заданной формы изменение размеров приводит к существенному изменению коэффициента теплоотдачи. В работах [7, 8] каждая охлаждающая среда характеризовалась постоянной величиной $H = \alpha/2\lambda$. Иными словами, величина H прямо пропорциональна коэффициенту теплоотдачи α и обратно пропорциональна удвоенному значению коэффициента теплопроводности λ — физической характеристике стали. Так, например, для охлаждения в спокойной воде $H = 1$. В действительности для этого случая H уменьшается от 0,995 до 0,56 и 0,28 см$^{-1}$ при увеличении диаметра стального шара от 2,6 до 4,3 и 7,0 см. То есть, при увеличении диаметра шара примерно в 3 раза коэффициент теплоотдачи уменьшается приблизительно в 4 раза. Таким образом, дополнительным фактором, увеличивающим неточность расчетов, является существенное изменение коэффициента теплоотдачи при изменении размера тела.

Несовершенство описанного выше расчетного метода приводит к необходимости использования других способов определения изменения температуры в процессе закалки стальных тел и изделий сложной формы. Экспериментальные методы, связанные с измерением температуры в объеме с помощью специальных введенных термопар, являются сложными и трудоемкими. Однако существуют способы, позволяющие определить закаливающую способность охлаждающих сред с достаточно высокой точностью.

2. СКОРОСТЬ ОХЛАЖДЕНИЯ И ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ ТЕЛ ПРОСТОЙ ФОРМЫ

Экспериментально изучалось охлаждение при закалке тел простой формы (шар, цилиндр, параллелепипед) в различных средах [9]. Было установлено, что вне зависимости от формы скорость охлаждения в данной среде определяется отношением поверхности тела S к его объему W. Показано также, что изменение содержания углерода от 0,19 до 1,15% не оказывает влияния на эти величины (температура нагрева 875 °С).

Экспериментальные данные, приведенные на рис. 3, показывают, что вне зависимости от формы и размеров тела скорость охлаждения определяется типом охлаждающей среды. Связь между скоростью охлаждения v и отношением S/W описывается уравнением

$$v = c\left(\frac{S}{W}\right)^n. \qquad (6)$$

Вычисленные постоянные c и n приведены в табл. 2. Широкое исследование

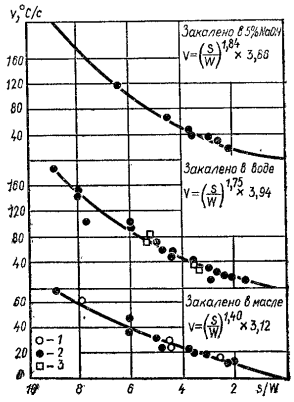


Рис. 3. Влияние отношения S/W на скорость охлаждения сердцевины при 720° С (1 — шары; 2 — цилиндры; 3 — параллелепипеды)

Таблица 2. Постоянные уравнения (6)

Форма тела	Охлаждающая среда	n	c
Цилиндр Шар	Раствор 5% NaOH в воде	1,84 1,75	3,86 3,89
Цилиндр Параллелепипед	Вода	1,75 1,75	3,91 4,03
		1,75 *	3,94 *
Шар Цилиндр	Масло	1,40 1,40	3,22 3,03
		1,40 *	3,12 *
Цилиндр	Воздух	1,15	0,31

* Средние значения n и c.

тел различной формы и размеров, закаленных в воде и масле, показывает хорошее совпадение c и n. Это исследование позволяет сделать вывод о том, что использование более мягких охлаждающих сред приводит к закономерному уменьшению величин c и n.

При исследовании было определено также влияние температуры нагрева на скорость охлаждения. На рис. 4, *а* показано влияние температуры нагрева на изменение скорости охлаждения для разных сред. Так, повышение температуры нагрева от 740 до 1050° С увеличивает скорость охлаждения в воде от 55 до 200° С/с (рис. 4, *а*). На рис. 4, *б* показано относительное значение скорости (частное от деления данной скорости на скорость охлаждения после нагрева на 875° С). Полученные опытные данные хорошо укладываются на кривую, приведенную на рис. 4, *б*.

Распространение полученных количественных зависимостей на легированную сталь оказалось возможным после того как было показано, что коэффициент

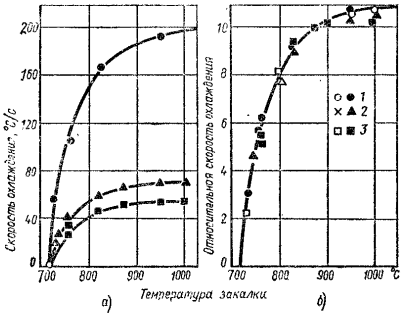


Рис. 4. Влияние температуры нагрева на скорость охлаждения в воде (*1*), масле (*2*), трансформаторном масле (*3*)

температуропроводности аустенита $a = \lambda/C_p\gamma$ благодаря одновременному изменению характеристик при легировании в интервале 400—500° С равен 0,044 см/с [1].

Условием сквозной закалки является равенство реальной и критической скорости закалки в середине закаливаемого тела. Для решения этой задачи необходимо предложить простые способы расчета характеристик.

Скорость охлаждения тел простой формы в центре (шар) или по осевой линии (цилиндр, параллелепипед) определяется с помощью номограммы, построенной с использованием уравнения (6). Логарифмирование этого уравнения показывает, что:

$$\ln v = \ln c + n \ln \left(\frac{S}{W}\right). \qquad (7)$$

Иными словами, между $\ln v$ (скорости охлаждения) и $\ln \frac{S}{W}$ (отношения поверхности к объему) существует линейная связь.

Построенная номограмма приведена на рис. 5. Ключ для ее использования показан на рис. 6. Для определения скорости охлаждения v для тела заданной формы и определенного размера находим точку O на соответствующей шкале внизу номограммы. От точки O поднимаемся вертикально до прямой, соответствующей данной среде охлаждения, в данном случае до точки a. В точке b находим искомую величину скорости охлаждения.

На рис. 5 показано, что, при прочих равных условиях, скорость охлаждения определяется также исходной температурой нагрева. Для того чтобы учесть влияние этого фактора, расчет проводится следующим образом. Из точки O, определяемой формой и размером охлаждаемого тела, проводим вертикаль до точки a на прямой для данной охлаждающей среды, а затем из точки a — горизонталь направо до пересечения с кривой влияния температуры при стандартной температуре 875° С (точка c). Из точки c в случае, если действительная температура ниже 875° С, опускаемся до точки d. Скорость охлаждения в этом случае определяют путем снесения точки d по горизонтали в точку e на оси скоростей. Следует отметить, что оси скоростей, ограничивающие номограмму справа и слева, идентичны.

В настоящее время в качестве охлаждающих сред применяют различные жидкости: водные растворы, расплавленные металлы, синтетические вещества (см. п. 5). Для использования номограммы рис. 5 для любой новой охлаждающей среды следует провести следующий несложный эксперимент. Из любой стали изготовляют три шара, различающиеся размерами (диаметром): 1) 5—10 мм; 2) 20—30 мм; 3) 80—100 мм. В шарах просверливаются отверстия до центра и после нагрева до 875° С с помощью термопар снимаются кривые охлаждения в данной среде. После определения по кривым охлаждения скорости в интервале 700—500° С, полученные точки наносятся на поле номограммы (величина $\ln v$ для каждого диаметра шара). Через точки проводится прямая до пересечения с осями налево и направо. Полученная прямая по описанным выше правилам позволяет определить скорости охлаждения тел любой простой формы во вновь исследованной среде.

Таким образом определяется наименьшая скорость охлаждения тела простой формы. Для полного решения задачи необходимо определить критическую скорость закалки для данной стали. Для этой цели нужно в стандартных условиях (по ГОСТ 5657—69) на образце из данной стали провести торцовую пробу на прокаливаемость и определить расстояние полумартенситной зоны от торца (подробно см. [1]). Для определения критической скорости закалки используется диаграмма рис. 7. Если расстояние h полумартенситной зоны от торца 2,5 мм — критическая скорость закалки равна 600° С/с; для 5 мм — 250° С/с; для 10 мм — 90° С/с и т. д.

Используя диаграмму (рис. 7) и номограмму (рис. 5), можно с достаточно высокой точностью определить критический диаметр прокаливаемости для любой охлаждающей среды. Пусть критическая скорость закалки равна 40° С/с. Для определения критического диаметра из условия равенства реальной скорости

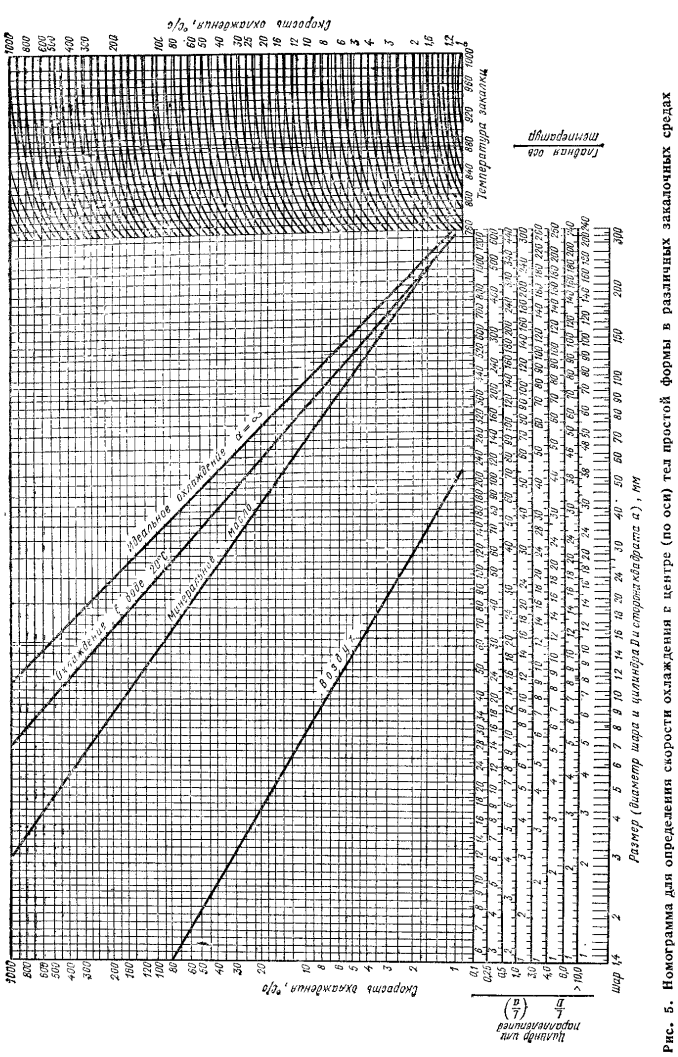


Рис. 5. Номограмма для определения скорости охлаждения в центре (по оси) тел простой формы в различных закалочных средах

охлаждения в сердцевине и критической скорости закалки находим на левой оси скоростей точку, соответствующую 40° С/с. Передвижение по горизонтали до пересечения со шкалой «воздух» и последующий спуск по вертикали до шкалы «шар» показывают, что шар из данной стали для сквозной закалки на воздухе должен иметь диаметр 2,5 мм; при охлаждении в растительном масле критический диаметр увеличивается до 13—18 мм; при охлаждении в воде диаметр равен ~28 мм. В условиях идеального охлаждения (коэффициент теплоотдачи $\alpha = \infty$) получается наибольший критический диаметр шара — более 40 мм.

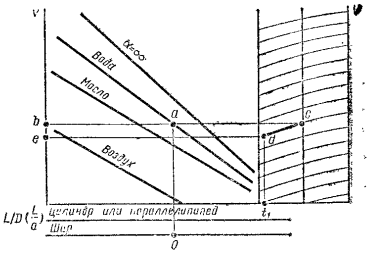


Рис. 6. Методика использования номограммы рис. 5

Охлаждение осесимметричных тел (цилиндра, параллелепипеда) показывает, что критический диаметр для цилиндра или стороны квадрата для параллелепипеда, при прочих равных условиях, определяется соотношением длины к параметру сечения. Так, например, для стали с критической скоростью закалки 100° С/с охлаждение в масле (по нижнему пределу) прутка при $\frac{L}{D} > 10$ дает сквозную прокаливаемость в сечении $D = 4{,}5$ мм, а при $\frac{L}{D} = 1$ в сечении $D = 6{,}5$ мм; для плоского цилиндра с $\frac{L}{D} = 0{,}1$ диаметр $D = 26$ мм. Увеличение диаметра по мере уменьшения отношения высоты цилиндра к сечению определяется возрастанием роли теплоотдачи с торцов тела.

Для практических расчетов совмещение полученных закономерностей охлаждения и прокаливаемости стали позволило построить универсальную номограмму (рис. 8). Ключ для использования номограммы приведен на рис. 9. Экспериментально показано, что между расстояниями до полумартенситной и до конца чисто мартенситной зоны существует связь, не зависящая от состава стали [1]. В связи с этим в правом верхнем углу номограммы помещены две шкалы — для получения в сердцевине 100% мартенсита или смеси 50% мартенсита и 50% троостита. Однако в обоих случаях используются полученные на торцовой пробе расстояния до полумартенситной зоны.

Верхняя шкала применяется для определения размеров тела, изготовленного из данной стали, с получением по всему сечению мартенситной структуры. Для этой цели на верхней шкале находим точку, соответствующую расстоянию полу-

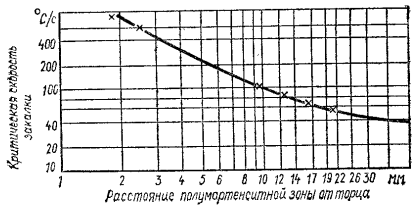


Рис. 7. Диаграмма для определения критической скорости закалки по известному расстоянию полумартенситной зоны от торца

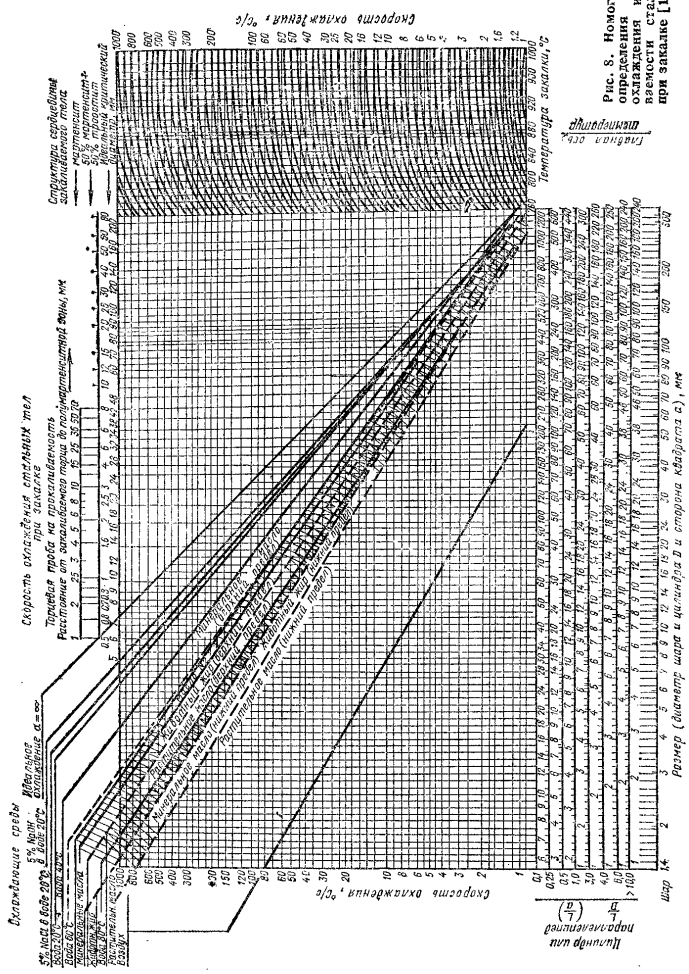


Рис. 8. Номограмма для определения скорости охлаждения и прокаливаемости стальных тел при закалке [1]

мартенситной зоны от торца (точка *O*). Из этой точки вертикаль опускается до линии идеального охлаждения (точка *a*), откуда проводится горизонталь до линии реального охлаждения в данной среде (точка *b*, охлаждение в воде). Опуская вертикаль из точки *b* на шкалу размеров стальных тел заданной формы получаем (в точке *c*) размер критического диаметра *D* (стороны *a*), при котором данная сталь, охлажденная в воде, закаливается насквозь с получением структуры мартенсита.

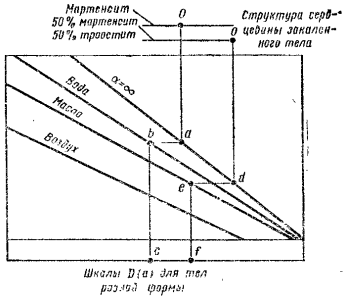


Рис. 9. Методика использования номограммы рис. 8

В том случае, если необходимо определить критический диаметр с получением в сердцевине полумартенситной структуры, используется нижняя шкала. Для решения этой задачи на шкале 50% мартенсита + 50% троостита находится точка *O*, соответствующая полумартенситному расстоянию при торцовой пробе данной стали. Из точки *O* опускается вертикаль до линии идеального охлаждения (точка *d*), откуда проводится горизонталь до линии реального охлаждения, в данном случае в масле (точка *e*). Опуская вертикаль из этой точки на шкалу тел заданной формы, определяем в точке *f* реальный критический диаметр для получения в сердцевине тела полумартенситной структуры.

Свободное владение номограммой рис. 8 позволяет решить многочисленные практические задачи термической обработки.

3. СКОРОСТЬ ОХЛАЖДЕНИЯ ТЕЛ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ

Как было указано выше, классический метод определения скоростей охлаждения достаточно сложен и трудоемок. Кроме того, сверление многочисленных отверстий для термопар нарушает сплошность и приводит к изменению условий охлаждения, особенно для тел малых размеров. Взамен этого предложен более простой и точный метод.

После закалки стальное тело разрезают по выбранным сечениям. Например, для цилиндра это будет плоскость, перпендикулярная оси. Затем измеряют твердость по нескольким произвольно выбранным диаметрам и строят кривую распределения твердости по сечению (рис. 10). Для той же стали проводят стандартную торцовую пробу на прокаливаемость (рис. 11, вверху). На рис. 11 внизу приведено стандартное для всех сталей распределение скорости охлаждения по длине образца торцовой пробы на прокаливаемость. Графическое построение показывает связь между твердостью после закалки и скоростью охлаждения для выбранной стали. Полученная зависимость используется для построения кривой распределения скоростей охлаждения для цилиндра, распределение твердости которого показано на рис. 10. Зная, что твердости H_1 для данной стали соответствует скорость охлаждения v_1, а H_2—v_2 и т. д., строим распределение скоростей по сечению цилиндра (рис. 12).

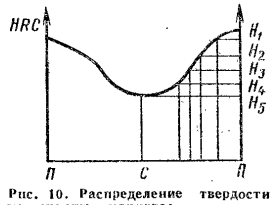


Рис. 10. Распределение твердости по сечению цилиндра:
С — сердцевина; *П* — поверхность

Описанная методика исследования распределения скоростей охлаждения может быть применена для тел и изделий любой сложной формы. В этом случае выбирают сечения, промеряют твердость по всему сече-

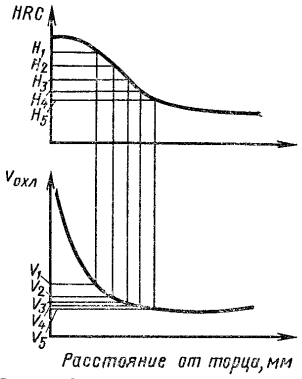


Рис. 11. Связь между твердостью данной стали после закалки и скоростью охлаждения по результатам пробы на прокаливаемость

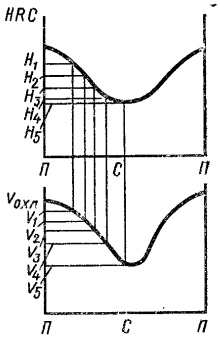


Рис. 12. Распределение скоростей охлаждения по сечению цилиндра (рассчитано по данным рис. 10 и 11)

нию и строят кривые распределения скоростей постоянного значения для всего сечения [13].

При наличии для данной стали одновременно термокинетических диаграмм и кривых распределения твердости по длине образца для торцовой пробы на прокаливаемость может быть определено не только распределение скоростей по сечению тел сложной формы, но и распределение структур. Схематически эта функциональная зависимость показана на рис. 13.

Необходимые данные могут быть получены из атласа по изотермическим и термокинетическим диаграммам, составленного А. А. Поповым и Л. Е. Поповой.

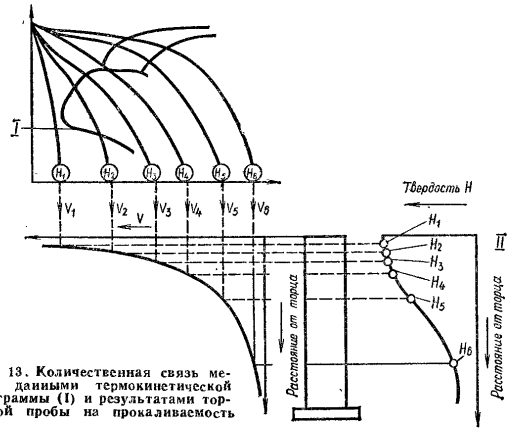


Рис. 13. Количественная связь между данными термокинетической диаграммы (I) и результатами торцовой пробы на прокаливаемость (II)

4. ОХЛАЖДАЮЩИЕ СРЕДЫ

Следует обратить особое внимание на интенсивность мартенситного превращения при закалке. Хорошо известно, что кинетика мартенситного превращения в стали определяется температурой охлаждения. Скорость мартенситного превращения в стали весьма слабо зависит от скорости охлаждения. Однако скорость охлаждения в мартенситном интервале существенно влияет на механические свойства закаленной неотпущенной стали.

На рис. 14 показано, что увеличение скорости охлаждения от 2 до 12 и 40° С/с приводит к понижению временного сопротивления закаленной стали У10 от 120 до 102 и 63 кгс/мм^2 соответственно. Такое существенное снижение временного сопротивления закаленной стали с уменьшением времени протекания мартенситного превращения, т. е. времени пребывания в интервале 200° С — конечная температура, связано, по-видимому, с затруднением протекания релаксационных процессов (в данном случае процесса низкотемпературного отпуска высокоуглеродистого мартенсита). Следовательно, при закалке следует стремиться к замедленному охлаждению в области мартенситного превращения. В тех случаях, когда при закалке применяется интенсивное охлаждение водяным душем или потоком (например, при индукционной закалке), следует считать обязательной операцию самоотпуска или низкого отпуска (при 150—200° С), который полностью восстанавливает уровень прочности стали, сниженный в результате интенсивного охлаждения [7].

Значительный интерес представляет и сопоставление кривых температурной зависимости скоростей охлаждения при закалке в воде и масле. На рис. 15 показано изменение скорости охлаждения при закалке стали в воде и масле. Скорость охлаждения в воде имеет максимальное значение (~750° С/с) при температуре 250—300° С. Охлаждение в масле дает максимум скорости при 450° С (~200° С/с). В опасном интервале температур мартенситного превращения при 200° С скорость охлаждения в воде более чем в 25 раз превышает скорость охлаждения в масле, что в соответствии с данными рис. 14 может привести к снижению прочности закаленной стали. При выборе закалочных сред следует учитывать эти явления. Принимая во внимание, что прокаливаемость обусловливается большой скоростью охлаждения в районе перлитного превращения (650—550° С), в ряде работ предлагается использовать для характеристики качества закалочных сред скорость при этих температурах и при температурах мартенситного превращения 300—200° С (табл. 3 и 4).

На скорость охлаждения при закалке существенное влияние оказывают условия нагрева, приводящие к изменению состояния поверхности образцов (табл. 5).

Охлаждающие среды для закалки могут быть разделены в зависимости от состава и свойств охлаждающего вещества на несколько групп.

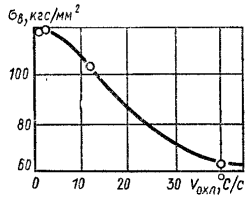


Рис. 14. Зависимость временного сопротивления закаленной стали У10 от скорости охлаждения в мартенситном интервале

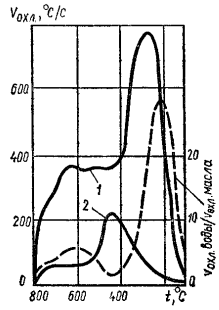


Рис. 15. Скорости охлаждения при закалке стального шара (d = 20 мм) в воде (1) и масле (2). Штриховой кривой показано отношение скоростей в интервале мартенситного превращения

Таблица 3. Скорость охлаждения стали в различных средах [6]

Охлаждающая среда	Скорость охлаждения, °С/с, в интервале температур °С	
	650—550	300—200
Дистиллированная вода	250	200
Вода при температуре, °С:		
18	600	270
28	500	270
50	100	270
74	30	200
10%-ный водный раствор:		
едкого натра при 18° С	1200	300
поваренной соли при 18° С	1100	300
соды при 18° С	800	270
серной кислоты при 18° С	750	300
5%-ный раствор марганцовокислого калия	450	100
Глицерин	135	175
Эмульсия масла в воде	70	200
Мыльная вода	30	200
Минеральное машинное масло	150	30
Трансформаторное масло	120	25
Сплав 75% Sn и 25% Cd (температура расплава 175° С)	450	50
Воздух:		
спокойный	3	1
под давлением	30	10

Таблица 4. Скорость охлаждения серебряного (медного) шарика диаметром 7—8 мм в различных средах

Охлаждающая среда	Скорость охлаждения, °С/с, в интервале температур °С	
	650—550	300—200
Вода промышленная при температуре, °С:		
1	1250	4250
15	1000	1750
35	500	1500
50	220	700
75	140	370
100	25	40
120 (под давлением 1,1 кгс/см²)	70	270
Вода дистиллированная при температуре 20° С	570	1500
Глицерин	105	250
Воздух	12	3
Масло	500	75
с принудительной циркуляцией:		
МС-20	231	6
МЗМ-120	272	6,8
И-50А	435	10,7
без циркуляции		
МС-20	77	5
МЗМ-120	91	5,6
И-50А	200	8,5

Вода и водные растворы. Они отличаются высокой интенсивностью охлаждения в области повышенных температур, высокой скоростью охлаждения в области мартенситного превращения. Это отрицательно сказывается на прочности закаленной стали и характеризуется значительной неравномерностью охлаждения [3], что является причиной деформации и трещинообразования вследствие

Таблица 5. Скорость охлаждения в воде поверхности стальных образцов

Среда нагрева и состояние поверхности образцов	Приблизительная скорость охлаждения, °С/с, в интервале температур, °С	
	650—550	300—200
В соляной ванне; поверхность покрыта слоем соли	720	90
В воздухе:		
с выдержкой 10 мин; на поверхности тонкий слой окалины	450	80
с выдержкой 1 ч; на поверхности толстая окалина	300	50
В азоте	200	70
В светильном газе	210	25
В воздухе; никелированный образец	190	50

Таблица 6. Закаливающая способность водных растворов солей и щелочей *

Закалочная среда	Плотность при температуре 15° С, г/см³	Интенсивность циркуляции, м/с	Относительная закаливающая способность при температурах ванны, °С				
			20	40	60	80	100
Раствор поваренной соли, %:							
5	1,036	В покое	1,12	0,91	0,62	0,28	—
10	1,073	0,9	1,23	—	—	—	—
15	1,111	0,9	1,27	—	—	—	—
20	1,151	В покое	1,06	—	—	—	—
26	1,204	0,9	0,81	—	—	—	—
Раствор едкого натра, %:							
2,5	1,029	В покое	1,19	—	—	—	—
5	1,058	» »	1,17	1,04	0,78	0,41	—
5	—	0,9	1,2	1,11	0,9	0,49	0,2
10	1,113	0,9	1,2	—	—	—	—
15	1,169	В покое	1,14	—	—	—	—
15	—	0,9	1,11	—	—	—	—
20	1,223	0,9	1,07	—	—	—	—
50	1,529	0,9	1,05	—	—	—	—
Раствор хлористого кальция, %:							
5	1,042	В покое	1,06	—	—	—	—
10	1,085	» »	1,17	—	—	—	—
20	1,179	» »	1,06	—	—	—	—
Вода	—	» »	1,0	0,72	0,44	0,18	0,07
	—	0,9	1,01	0,73	0,46	0,19	0,08

* По отношению к чистой воде, закаливающая способность которой принята равной единице.

появления больших внутренних напряжений, особенно в крупных изделиях. Различные добавки могут увеличивать или уменьшать охлаждающую способность водных растворов. Данные о закаливающей способности водных растворов по сравнению с чистой водой (1,0) приведены в табл. 6 и 7.

Из рассмотрения табл. 6 следует, что добавка поверхностно-активных присадок приводит вначале к повышению охлаждающей способности водных растворов, а затем, после достижения максимума, к ее понижению. Повышение температуры водного раствора во всех случаях вызывает уменьшение интенсивности охлаждения.

Влияние температуры и добавок на коэффициент закаливающей способности воды и водных растворов показано в табл. 7. Как и по данным табл. 6, повышение

Таблица 7. Коэффициент закаливающей способности воды и сред на ее основе

Охлаждающая среда	720—1050° С	200° С	Охлаждающая среда	720—1050° С	200° С
Вода при температуре, °С:			Поваренная соль *	1,96	0,98
0	1,06	1,02	Углекислый натрий	1,38	1,09
20	1,00	1,00	Серная кислота	1,22	1,49
25	0,72	1,11	Фосфорная кислота	0,99	1,07
100	0,044	0,710	Водомасляная эмульсия	0,11	1,33
Хлористый литий *	2,07	1,04			
Едкий натр *	2,06	1,36	Мыльная вода	0,077	1,160

* 10%-ные растворы в воде

температуры воды приводит к снижению коэффициента закаливающей способности. Кроме того, все добавки, за исключением фосфорной кислоты, водомасляной эмульсии и мыльной воды, увеличивает этот коэффициент.

Широкое применение водных растворов солей и щелочей в практике термической обработки объясняется повышением скорости охлаждения в перлитном интервале температур, что увеличивает прокаливаемость стали. В то же время интенсивность охлаждения в опасной области мартенситного превращения практически сохраняется.

Масла. Эта группа охлаждающих сред характеризуется пониженной по сравнению с водой и водными растворами скоростью охлаждения в интервале температур мартенситного превращения и применяется для сталей с пониженной критической скоростью закалки, т. е. при термической обработке легированной стали или малогабаритных изделий из углеродистой стали. Перечень применяемых масел приведен ниже.

Охлаждающая способность закалочных масел определяется их вязкостью, поэтому повышение температуры масла до определенного предела увеличивает интенсивность охлаждения. Так, например, наилучшая охлаждающая способность индустриальных масел И-12А и И-20А соответствует их нагреву в интервале 40—80° С.

Особенность масла как закалочной среды заключается в ухудшении его свойств в процессе эксплуатации. Это связано с окислением масла при контакте с нагретой поверхностью изделия, с взаимодействием с окислами металла и т. д. Для восстановления закалочных характеристик масло специально обрабатывают или освежают путем добавки свежего масла.

Применение контролируемых атмосфер обеспечивает получение хорошего качества поверхности нагретого изделия. Минеральные масла (индустриальные И-12А, И-20А и т. д.) могут обеспечить светлую поверхность только в том случае, если температура масла не превышает 60—70° С. Для получения устойчивых результатов для светлой закалки рекомендуется применять авиационное масло МС-20 или смесь авиационного и вазелинового масел (1 : 1).

В качестве закалочных сред применяют следующие масла: индустриальное И-5А, И-12А, И-20А, И-30А, И-40А, И-50А, соляровое, цилиндровое легкое 24 (вискозин) и тяжелое 52 (вапор), трансформаторное, сурепное, авиационное МС-20.

Физические характеристики и закаливающая способность масел приведены в табл. 8.

Для повышения качества закалочных масел (увеличение стойкости против окисления и повышения интенсивности охлаждения) к ним добавляют присадки — ингибиторы. В качестве ингибиторов применяют 0,01—0,1% амидофенола, специальные присадки ЦИАТИМ-330, 331 и др.

Водные растворы и масла являются наиболее распространенными охлаждающими средами при закалке. Значительный интерес представляет сопоставление характеристик охлаждающей способности двух групп закалочных сред. В табл. 9 сопоставлены средние скорости охлаждения воды и масла в различных интервалах температур. Как следует из рассмотрения, прокаливаемость, определяемая скоростью охлаждения, значительно больше в воде (700—500° С). В то же время значительное замедление в районе мартенситного превращения (300—150° С) показывает преимущество закалки в масле. Интенсивность охлаждения определяется помимо физических свойств охладителя интенсивностью движения охлаждающей среды. Из данных табл. 10 следует, что переход от спокойного к бурному движению увеличивает интенсивность охлаждения в воде и масле примерно в 4 раза.

Получение высокого комплекса механических свойств определяется температурой конца охлаждения в закалочной среде с тем, чтобы после выдачи изделия на воздух мартенситное превращение протекало в условиях замедленного охлаждения. Другой технологической характеристикой в этом случае может служить продолжительность охлаждения в закалочных средах, зависящая от сечения крупных изделий (табл. 11).

Расплавы солей и щелочей. Эти расплавы применяют для осуществления закалки в горячих средах и достаточно широко используют при термической обработке деталей машин и инструмента. В ряде случаев применение этих сред позво-

Таблица 8. Свойства закалочных масел

Закалочное масло	Плотность при температуре 18° С, г/см³	Температура, °С		Вязкость, П		Закаливающая способность при температуре 20° С по отношению к воде
		вспышки	воспламенения	абсолютная при 20° С	ориентировочная при 40° С	
Индустриальное:						
И-12А	0,876	165	—	2,20—2,00	—	0,35
И-20А	0,881	170	—	2,80—3,20	—	—
И-30А	0,864	180	220	4,50	—	—
И-40А	0,900	190	240	5,5—7,0	—	—
И-50А	0,900	200	—	6,0—7,5	—	0,22
Трансформаторное	0,869	155	182	0,218	75	0,17
Машинное	0,909	207	240	1,290	250	0,22
Парафиновое	0,879	163	188	—	—	0,29
Цилиндровое	—	215	—	—	—	—

Примечание. Закаливающая способность воды принята равной единице.

Таблица 9. Средняя скорость охлаждения в различных интервалах температур при закалке в воде и масле

Температура нагрева, °С	Охлаждающая среда	Средняя скорость охлаждения, °С/с, в интервале температур, °С			
		700—200	700—500	300—200	200—100
1100	Спокойная вода	130	90	120	40
1000	Спокойное масло	14	20	8,3	6,2

Примечание. Опыты проводились на цилиндрах диаметром 29 мм, изготовленных из армко-железа

Таблица 10. Интенсивность охлаждения в различных закалочных средах

Движение среды или изделия	Воздух	Масло	Вода	Соленая вода
Без движения	0,02	0,25—0,30	0,9—1,0	2
Слабое движение	—	0,30—0,35	1,0—1,1	2,0—2,2
Движение средней интенсивности	—	0,35—0,40	1,2—1,3	—
Энергичное движение	—	0,4—0,5	1,4—1,5	—
Сильное движение	—	0,5—0,8	1,6—2,0	—
Бурное движение	—	0,8—1,1	4	5

Примечание. Большее число соответствует более интенсивному охлаждению

Таблица 11. Продолжительность охлаждения (в мин) больших сечений в охлаждающих средах при закалке

Охлаждающая среда	Максимальное сечение изделия, мм				
	До 200	200—400	400—600	600—800	800—1000
Масло	30—70	70—120	120—180	180—240	240—300
Через воду в масло:					
вода	1—3	3—4	4—6	6—8	8—10
масло	20—50	50—90	90—140	140—200	200—260

Таблица 12. Расплавы солей и щелочей

Среда	Состав, %	Среда	Состав, %
Селитра натриевая	$100NaNO_3$	Едкий натр + селитра калиевая	$30NaOH + 70KNO_3$
Селитра калиевая	$100KNO_3$	Едкий натр + селитра натриевая	$75NaOH + 25NaNO_3$
Селитра калиевая + нитрид натрия	$55KNO_3 + 45NaNO_2$	Едкий натр + поваренная соль	$60NaOH + 40NaCl$
То же	$50KNO_3 + 50NaNO_3$	Карналит (естественный минерал)	$KCl \cdot MgCl_2 \times 6H_2O$
Едкий натр	$100NaOH$	Тройная смесь хлористых солей	$33,3KCl + 33,3NaCl + 33,4BaCl_2$
Едкий калий	$100KOH$	То же	$30BaCl_2 + 48CaCl + 22NaCl$
Едкий калий + едкий натр	$20NaOH + 80KOH$ с добавкой $6H_2O$	Двойная смесь солей	$50KCl + 50Na_2CO_3$
То же	$25NaOH + 75KOH$ с добавкой $6H_2O$	Тройная смесь солей	$44NaCl + 47K_2CO_3 + 9Na_2CO_3$
	$37NaOH + 63KOH$		

ляет получить более высокий комплекс механических средств и светлую поверхность изделий. Состав применяемых расплавов приведен в табл. 12.

В ряде случаев охлаждающие среды оказывают вредное влияние на поверхность изделий. Влияние среды на поверхность изделий и необходимые операции после закалки приведены в табл. 13.

Воздух. В случае закалки высоколегированной стали для изделий небольших размеров может быть использован воздух (спокойный и струей под давлением 3—6 кгс/см²).

Водовоздушные смеси. Каждый класс охлаждающих сред характеризуется относительно узким интервалом охлаждающей способности. Поэтому использование смесей, позволяющих охватить весь интервал скоростей от наибольшей в струе воды до наименьшей в спокойном воздухе, является желательным. Использование таких сред особенно важно при закалке крупногабаритных изделий, в частности массивных штампов горячей штамповки массой до нескольких десятков тонн. В этом случае охлаждение в воде приводит к деформации и появлению трещин. Закалка в масле не позволяет получить необходимую твердость.

Положительные результаты были получены благодаря применению водовоздушных смесей. Последние получаются путем распыления воды с помощью воздуха через специальные форсунки. Скорость охлаждения зависит от расхода воды и давления воздуха.

Влияние расхода воды на скорость охлаждения на глубине 20 мм (кривая *1*) и 125 мм (кривая *2*) от охлаждаемой поверхности, иллюстрирует рис. 16. Штриховые горизонтали на рис. 16, *а* показывают уровень скорости охлаждения для того же тела в масле. На рис. 16, *б* показано влияние давления воздуха на увеличение скорости охлаждения для тех же расстояний от поверхности. При закалке штампа массой 5 т (сталь 5ХНВА) наилучшие результаты были получены при расстоянии форсунок-распылителей от охлаждаемой поверхности, равном 500 мм, расходе воды 100 л/ч и давлении воздуха 3 кгс/мм². Устройство для водовоздушной закалки изделий рассмотрено в работе [2].

Расплавленные металлы и сплавы. Помимо описанных закалочных сред в ряде специальных случаев применяют расплавленные металлы и сплавы. Состав и свойства металлических ванн приведены в табл. 14.

Таблица 13. Влияние охлаждающей среды на поверхность закаливаемых изделий при нагреве в соляных ваннах (по данным завода «Фрезер»)

Охлаждающая среда	Необходимость очистки после закалки	Вероятность разъедания поверхности изделий	Антикоррозионная стойкость поверхности изделий при отсутствии пассирования
Вода	Очистка не нужна	Не разъедает	Нестойкая
Масло	Обезжиривание (промывка), при необходимости химическая очистка	» »	Стойкая
Селитра	Химическая очистка	Разъедает при температуре $>500°C$	Стойкая (но меньше, чем при охлаждении в масле)
Едкие щелочи	При нагреве в расплаве NaCl + KCl — промывка в горячей воде. При нагреве в расплаве солей, содержащих $BaCl_2$ — химическая очистка	Не разъедает	Нестойкая
Смесь хлористых солей	Химическая очистка	Не разъедает	Нестойкая (особенно при наличии в среде $CaCl_2$)
Смесь селитры с нитритом натрия	I	Не разъедает при температурах $<500°C$	Стойкая (но меньше, чем при охлаждении в масле)
Смесь селитры со щелочью	I	Не разъедает при содержании щелочи $\geqslant 30\%$	То же
Воздух	I	При медленном охлаждении в интервале высоких температур образуется «штриховая кожа»	Стойкая

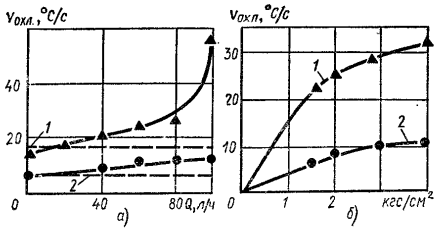


Рис. 16. Зависимость охлаждающей способности водовоздушной смеси от расхода воды (*а*) и давления воздуха (*б*)

Синтетические закалочные среды. В последние годы применяется особый класс охлаждающих сред. Специальные присадки позволяют изменять охлаждающие свойства воды в широком диапазоне. К числу этих присадок относятся полианкиленгликоль, поливинилозый спирт, метилцеллюлоза, эфир, глицерин и др.

Впервые специальная присадка была использована для создания закалочного средства аква-пласт, которое позволяет получить интенсивности охлаждения, средние между водой и маслом (1968 г., ГДР). Эта присадка содержит вместе с растворимой пластмассой антикоррозионную добавку; обычная концентрация в воде 0,6%. Применение аква-пласта устраняет трещинообразование.

Для закалки сложных деталей крупных размеров рекомендуется закалочная жидкость Ucon-A на основе гликольполиалкенов. Детали после термической обработки характеризуются высокой стабильностью размеров и свойств.

В качестве закалочной жидкости рекомендуется также водный раствор поливинилового спирта (15,28%) с антиадгезионной добавкой (0,4%), противопенной добавкой (0,4%); остальное — вода. Применение этой жидкости позволяет получить полезное сочетание скоростей охлаждения: высокую в перлитной области с малой в области мартенситного превращения.

Применение синтетических, растворимых в воде присадок для создания новых охлаждающих сред при закалке — новое и перспективное направление развития технологии термической обработки стали и сплавов.

Охлаждение в быстродвижущемся потоке воды. В последнее время получает распространение при индукционной закалке интенсивное охлаждение быстродвижущимся потоком воды [7].

При этом способе охлаждения закаливаемая деталь помещается в закрытую камеру, в которой она омывается потоком воды, движущимся с большой скоростью (15—30 м/с). При этом в камере создается избыточное давление (1—2 кгс/см²).

Таблица 14. Состав и свойства металлических ванн, применяемых при закалке

Состав, %	Температура, °С		Теплопроводность, ккал/(м·ч·°С)	Теплоемкость, ккал/(кг·°С)	Рабочая температура, °С
	плавления	кипения			
Pb *	327	1744	31	0,032	330—930
Sn	232	2770	29,3	0,061	240—1000
63Sn + 37Pb	183	—	—	—	190—350
91Sn + 9Pb	200	—	—	—	210—400
32,5Sn + 67,5Pb	225	—	—	—	240—400
15Sn + 85Pb	280	—	—	—	300—500

* Жидкотекучесть 58,8 l/П.

Выполненные исследования и производственный опыт показывают, что при соблюдении определенных условий и применении соответствующих конструкций закалочных устройств этот способ охлаждения может с успехом применяться для углеродистых и легированных, доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей, обеспечивая отсутствие закалочных трещин, а также после низкотемпературного самоотпуска или отпуска высокие прочностные свойства изделий.

Особенности этого способа охлаждения при закалке и оптимальные условия для его применения рассмотрены в монографии [7] и гл. 10 настоящего справочника.

В заключение раздела, посвященного охлаждающим средам, следует подчеркнуть, что для получения полных характеристик интенсивности охлаждения данной среды следует провести несложный эксперимент на образцах одной формы, но трех размеров. На основании полученных данных нанести прямую, характеризующую интенсивность охлаждения на поле номограммы для определения прокаливаемости (см. п. 3). Вслед затем номограмма может быть использована для расчетов прокаливаемости в новой закаливающей среде.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Блантер М. Е.** Фазовые превращения при термической обработке стали. М.; Металлургиздат, 1962.
2. **Блантер М. Е.** Металловедение и термическая обработка. М.; Машгиз, 1963.
3. **Качанов Н. Н.** Прокаливаемость сталн. М.: Металлургия, 1978.
4. **Михеев М. А., Михеев И. М.** Основы теплопередачи. М.: Энергия, 1977.
5. **Синтетические** закалочные среды. М.: Специнформцентр, НИИТавтопром, 1975.
6. **Филинов С. А., Фингер И. В.** Справочник термиста. 4-е изд., М.; Машиностроение, 1975.
7. **Шепеляковский К. З.** Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве. М.; Машиностроение, 1972.

Глава 8

ТЕХНОЛОГИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Предварительной термической обработкой (ПТО) следует называть такую обработку, которая предназначена для решения задачи улучшения технологических свойств металла или технологичности, что важно для изготовления деталей, или (и) улучшения механических свойств готовых изделий, которые не могут быть достигнуты только в результате одной окончательной термической обработки.

Технологические задачи, которые решаются методами предварительной обработки, — это подготовка или получение такой структуры, которая обеспечивает лучшую обрабатываемость резанием или пластическим деформированием, уменьшение коробления и ускорение процессов диффузии при окончательной термической обработке.

Для реализации задачи улучшения свойств после окончательной обработки методами предварительной термической обработки можно использовать три основных направления. Во-первых, обработка, связанная с воздействием на микроструктуру матрицы; во-вторых, с созданием определенной субструктуры с тем, чтобы ее элементы сохранились и при последующей фазовой перекристаллизации; в-третьих, с воздействием на избыточные фазы, главным образом труднорастворимые частицы, не претерпевающие существенных изменений при повторных более низкотемпературных нагревах. Таким образом, создание технологических процессов предварительной термической обработки, одновременно улучшающей свойства готовых изделий и облегчающей условия их изготовления в производстве, является важной инженерной задачей в машиностроении, решению которой может способствовать знание научных основ ПТО.

1. КЛАССИФИКАЦИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Целесообразно классифицировать ПТО по ее основному назначению, хотя, как и при всяком формальном определении, все же остаются некоторые сложные случаи, когда одновременно реализуется несколько задач и целей ПТО и методов воздействия на структуру.

Классификация предварительной термической обработки по назначению представлена на рис. 1, а практическая реализация процессов ПТО рассматривается ниже.

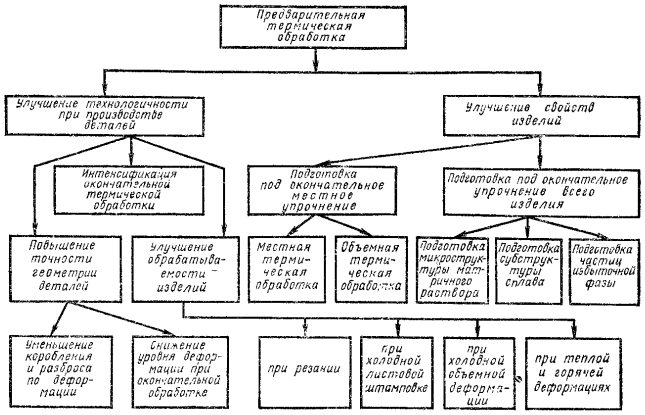


Рис. 1. Классификация ПТО металлов и сплавов по назначению

2. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ЗАДАЧИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ И ПУТИ ИХ РЕАЛИЗАЦИИ В ПРОИЗВОДСТВЕ

Технологические задачи ПТО в массовом машиностроении включают улучшение обрабатываемости при резании или при холодной деформации методом листовой или объемной штамповки, устранение дефектов, возникших в результате огневой зачистки, электрофизической или лазерной обработок, снятие внутренних напряжений в целях повышения точности готовых изделий и пр.

В отраслях машиностроения с единичным или мелкосерийным производством следует еще дополнительно указать на использование термической обработки для предупреждения образования флокенов в крупных поковках, для гомогенизации химического состава деталей, особенно для изготовляемых из нескольких плавок, когда масса изделия >100 т. Особо следует отметить значение промежуточной термической обработки спеченных материалов из металлических порошков при изготовлении деталей двойным горячим прессованием или при последующей газостатической или гидростатической обработках. Предварительной подготовкой структуры или субструктуры можно ускорить или замедлить диффузионные процессы насыщения стали при химико-термической обработке, например углеродом, азотом и др.

Здесь рассмотрены лишь общие и важнейшие в практическом отношении вопросы, и в первую очередь обрабатываемость металлов.

3. ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ СПЛАВОВ

По трудоемкости изготовления автомобильных деталей ~45% приходится на операции обработки резанием и холодным выдавливанием. Приблизительно такое же соотношение сохраняется и в других отраслях машиностроения. Поэтому проблема улучшения обрабатываемости металлов имеет решающее значение для увеличения производительности труда, особенно в условиях крупносерийного и массового производства.

Обрабатываемость материалов является комплексным понятием, характеризующимся силой и скоростью резания, качеством обработанной поверхности, видом образующейся стружки и др. Все эти факторы зависят от свойств обрабатываемого материала, а следовательно, и от его структуры.

При выбранных условиях резания и типе инструмента соотношение между процессами наклепа и возврата свойств определяется также исходной структурой обрабатываемых металлов, созданной при предварительной термической обработке, ее устойчивостью, способностью претерпевать фазовые превращения непосредственно в процессе обработки резанием.

Как указано в [31], микроструктура является основным фактором, влияющим на обрабатываемость. Можно подбирать новые инструменты, смазывающие и охлаждающие жидкости, однако правильно подобранный режим термообработки с получением требуемой структуры гораздо важнее экспериментов с режимами механической обработки.

Приведем только один пример. Конические муфты и чашки дифференциала заднего моста современных автомобилей часто изготовляют из ковкого чугуна. С целью улучшения его обрабатываемости обычно назначают максимально допустимую твердость, обеспечение которой достигается отжигом или отпуском. Вместе с тем при практически одинаковом уровне твердости структура чугуна может быть различной. Ферритная или перлитная структура металлической матрицы с грубыми карбидными частицами приводит к быстрому изнашиванию инструмента. Значительное количество феррита снижает износостойкость инструмента при работе и повышает склонность к налипанию. Чисто перлитная структура снижает обрабатываемость при резании, а грубые выделения графита способствуют быстрому выкрашиванию и ускорению износа. В этом случае оптимальные свойства должны быть регламентированы только структурными параметрами (шкала балльности): формой и размерами графита, величиной карбидов и допустимым количеством феррита. Современная количественная телевизионная микроскопия позволяет с высокой степенью надежности определить все названные параметры.

Оценка обрабатываемости [1] по твердости, пределу текучести или пределу прочности с достаточной надежностью возможна только для чистых металлов или однофазных сплавов, или для ориентировочной оценки обрабатываемости многофазных сплавов при резко различном уровне их прочности, например стали после отжига и закалки.

Поведение сплава, состоящего из двух пластичных фаз, можно оценить приближенно, если допустить (или установить экспериментально), что деформация достаточно постоянна в рассматриваемом объеме в пределах каждой фазы. Хотя напряжение, действующее в каждой фазе при нагружении (σ_1, σ_2), различно, среднее значение σ можно определить в зависимости от объемных долей (f_1, f_2) этих фаз по формуле

$$\sigma = f_1\sigma_1 + f_2\sigma_2. \qquad (1)$$

В случае контролируемой степени деформации (при штамповке) для заданного напряжения σ можно по деформациям каждой фазы (ε_1, ε_2) оценить среднюю деформацию данного сплава по аналогичной зависимости

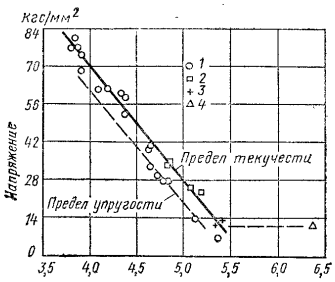
$$\varepsilon = f_1\varepsilon_1 + f_2\varepsilon_2. \qquad (2)$$

Следует, однако, иметь в виду, что использование допущения об однородности деформации весьма ограничено. В частности, Р. Хоникомб [25] показал, что при деформации двухфазной латуни, состоящей из 60% α-фазы и 40% β-фазы, зерна более твердой β-фазы испытывают значительно бо́льшую деформацию на границах, чем в центре зерна.

При оценке уровня обрабатываемости по свойствам пластичности (штампуемости) это ограничение еще более важно. Оно допустимо только для близких значений пластичности обеих фаз, так как в противном случае возможен разрыв

[1] Здесь и далее речь идет о металловедческих параметрах оценки обрабатываемости материала.

Рис. 2. Влияние дисперсных выделений цементита на предел текучести. По оси абсцисс отложен логарифм среднего расстояния между частицами выделений цементита (в ангстремах):
1 — сталь, содержащая сфероидизированные выделения; *2* — феррит — перлит; *3* — железо; *4* — железо высокой чистоты



на их границе. При холодной листовой или объемной штамповке это проявляется в образовании надрывов.

Для двухфазных сплавов с резко различными свойствами фаз, например, хрупкого цементита и пластичного феррита в сталях, оценку обрабатываемости по механическим свойствам можно проводить в том случае, когда установлена однозначная корреляция между структурными параметрами и интегральными свойствами сплава. На рис. 2 приведена зависимость предела текучести стали от логарифма среднего расстояния между частицами цементита [33]. Эта линейная зависимость сохраняется для зернистого и для пластинчатого цементита, но при средней протяженности феррита, отвечающей содержанию >0,3% С.

Сравнительный анализ, проведенный Батлером [2] для перлитной сфероидизированной стали методами механики сплошных сред, показал, что твердые частицы, входящие в перлитные колонии и имеющие размеры порядка 1 мкм, оказывают на напряжение течения незначительное влияние при их объемной доле <1/10 и небольшое влияние при объемной доле вплоть до $^1/_3$. Отсюда следует, что стремление к сфероидизации твердых частиц при их объемной доле <30% неоправданно. При малой объемной доле твердых недеформируемых частиц доминирующее значение в пластической деформации должны иметь элементы субструктуры и субмикрочастицы в пластичной матрице. Поэтому низкоуглеродистые стали, сплавы с небольшой объемной долей частиц второй фазы нужно подвергать обработке, повышающей плотность дефектов и несколько упрочняющей матрицу, стали с содержанием до 0,2% С — нормализации с ускоренным охлаждением, а с 0,4—0,6% С — изотермическому отжигу. При содержании в стали >0,6% С наиболее целесообразен для улучшения обрабатываемости резанием сфероидизирующий отжиг.

Стремление подвергать изотермическому отжигу цементуемые конструкционные стали 18ХГТ, 25ХГТ, 25ХГМ, 12Х2Н4А и пр. не всегда оправдано, особенно для изделий сечением >50 мм.

Автор исследовал обрабатываемость образцов (d = 80 мм, l = 400 мм) и шестерен коробки перемены передач автомобилей ЗИЛ-130, изготовленных в действующем производстве ЗИЛа и ВАЗа по режимам нормализации и изотермического отжига [1]. Полученные результаты (табл. 1) показывают малое различие в свойствах. Несколько большая однородность структуры и свойств по сечению наблюдается при ускоренном охлаждении до температуры изотермической выдержки. Исследование шероховатости поверхности деталей при продолжительном точении в диапазоне подач 0,07—0,15 мм/об и скоростей 3—96,3 м/мин не выявило существенного различия в режимах термической обработки, принятых на ЗИЛе и ВАЗе. Более того, в соответствии с литературными данными [1] при малых подачах и больших скоростях резания появилась тенденция к снижению шероховатости (на ~50%) для стали со структурой, отличающейся большим количеством

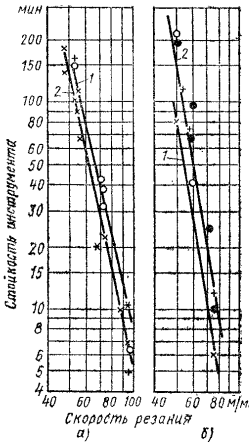
[1] На ВАЗе изотермический отжиг проводится с ускоренным охлаждением воздухом, подогретым до 350° С, от температуры аустенитизации до температуры изотермической выдержки [15].

Таблица 1. Режимы термической обработки и свойства поковок шестерен КПП ЗИЛ-130

Марка стали	Термическая обработка	Предприятие, производящее обработку	Температура нагрева, °С	Условия промежуточного или окончательного охлаждения	Температура изотермической выдержки, °С	Механические свойства				
						HB	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
							кгс/мм²		%	
25ХГМ	Нормализация	ЗИЛ	950	Воздух	—	170—179	63,0	36,7	34,3	69,8
		ВАЗ	940	»	—	175—187	66,9	37,6	32,2	70,5
	Изотермический отжиг	ЗИЛ	930	II зона, $t_н$ = 800° С	700—720	170—180	58,8	36,9	35,3	63,3
		ВАЗ	940	Ускоренное охлаждение до температуры изотермы	640—675	178—180	63,7	39,8	34,7	74,7
25ХГНМ	Нормализация	ЗИЛ	950	Воздух	—	179—197	68,1	45,3	27,4	62,7
		ВАЗ	940	»	—	197—207	63,9	45,4	31,6	70,9
	Изотермический отжиг	ЗИЛ	930	II зона, $t_н$ = 800° С	700—720	170—179	65,6	39,6	28,5	57,8
		ВАЗ	940	Ускоренное охлаждение до температуры изотермы	640—675	179—180	64,5	44,9	31,5	65,3
12Х2Н4А	Нормализация	ЗИЛ	970	Воздух	—	269	—	—	—	—
		ВАЗ	940	»	—	269	—	—	—	—
	Изотермический отжиг	ЗИЛ	960	II зона, $t_н$ = 820° С	720—730	302	131,7	118,5	4,3	6,6
		ВАЗ	940	Ускоренное охлаждение до температуры изотермы	640—675	285—321 *	131,7	129,7	5,5	9,0

* Повышенный разброс твердости, вероятно, связан с заниженной температурой нагрева.

Рис. 3. Зависимость стойкости резцов от скорости резания при продолжительном точении образцов стали 25ХГМ (*а*) и 25ХГНМ (*б*):
1 — нормализация (+ — ЗИЛ; × — ВАЗ); *2* — изотермический отжиг (● — ЗИЛ; ○ — ВАЗ)



пластинчатого перлита. При оценке обрабатываемости штампованных заготовок и образцов по испытаниям на стойкость резцов из стали Р18 (критерий затупления — износ по задней грани до 0,4 мм) на малых подачах выявилось некоторое преимущество (20—25%) деталей, подвергнутых изотермическому отжигу (рис. 3).

Подготовка структуры стальных изделий при предварительной обработке для последующей обработки резанием является трудной задачей, так как для различных операций резания оптимальна разная структура. Так, по данным ASM [29] для обработки точением наиболее благоприятны сфероидизированные структуры, а для протягивания, сверления, расточки — структуры дифференцированного пластинчатого перлита. При этом для хорошей обработки точением на малых скоростях лучшей структурой является сфероидизированный перлит, а на станках-автоматах — пластинчатый, так как только в этом случае стружка активно ломается. Результаты исследования стойкости инструмента [1] при зубофрезеровании шестерен после изотермического отжига по технологии ЗИЛа и ВАЗа показывают, что ускоренное охлаждение до температуры изотермической выдержки не сказывается на обрабатываемости шестерен зубофрезерованием в отличие от точения (табл. 2). Более того, бо́льшая сфероидизация структуры в массивных изделиях (режимы ВАЗа) несколько снижает обрабатываемость.

Для цементуемых сталей с суммарным количеством легирующих элементов в пределах 4—6% и с ферритно-перлитной структурой различие между пластинчатым перлитом и сфероидизированным может дать повышение стойкости инструмента максимально на 20—25%. Это совпадает с данными американских исследований для стали типа 20ХНМ [24].

Таблица 2. Влияние изотермического отжига и скорости охлаждения поковок на износ инструмента при зубофрезеровании шестерен коробки перемены передач из стали 25ХГМ

Предприятие	Скорость охлаждения штамповых заготовок до температуры изотермической выдержки при отжиге, °С/мин	Число обработанных деталей	Износ, мм			
			Левая сторона		Правая сторона	
			I заход	II заход	I заход	II заход
ВАЗ	25	46	0,6	0,6	0,4	0,4
ЗИЛ	25	53	0,6	0,6	0,4	0,4
ВАЗ	130	60	1,3	1,2	0,8	0,5
ЗИЛ	130	48	0,9	0,8	0,5	0,6

[1] Работа проводилась на одном станке одной фрезой при одинаковых режимах с нарезкой каждой партии при одной установке фрезы, v = 55 м/мин, S = 1,6 мм/об.

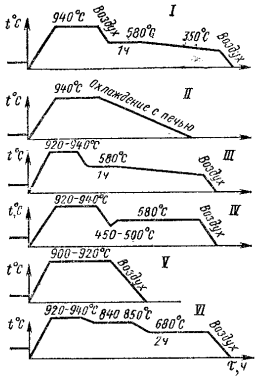


Рис. 4. Схемы режимов (I—VI) предварительной обработки для исследования шероховатости поверхностей резания

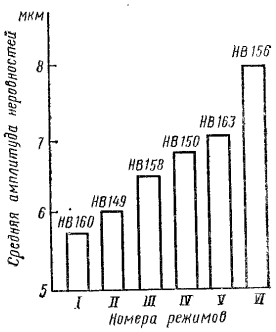


Рис. 5. Влияние режимов предварительной обработки на величину шероховатости стали 40 (схемы режимов представлены на рис. 4)

Сказанное относится к достаточно однородным ферритно-перлитным структурам. В тех случаях, когда в результате неправильно подобранных режимов охлаждения или при одновременной обработке различных по размерам деталей по усредненному режиму охлаждения заготовок возможно выделение структурно-свободного феррита или появление бейнита (соответственно для чрезмерно малых или больших скоростей охлаждения, определяемых размерами деталей, их укладкой и пр.), резко снижается обрабатываемость.

Наличие в структуре составляющих с высокой пластичностью в связи с их налипанием на режущую кромку инструмента сильно ухудшает качество поверхности изделия, снижает теплоотдачу и поэтому скорость резания и стойкость инструмента, а присутствие структурных составляющих с повышенной твердостью приводит к аналогичным результатам из-за их большого сопротивления упругой и пластической деформации. В специальных экспериментах, проведенных автором на стали 40 по режимам I—VI, представленным на рис. 4, удалось получить грубые выделения феррита (режим VI) и незначительное количество бейнита (режим IV) при практически одинаковых твердости и оптической структуре. Анализ профилограмм поверхности образцов и деталей, средние результаты которых приведены на рис. 5, показывает существенное различие шероховатости поверхности при наличии даже малого количества очень пластичных или твердых структурных составляющих при общей ферритно-перлитной структуре.

Это можно видеть (рис. 6 и 7) в растровом электронном микроскопе при регистрации шероховатости поверхности с помощью Y-модуляции. Некоторые обобщенные рекомендации для конструкционных сталей приведены в табл. 3.

Лучшее сочетание свойств для повышения обрабатываемости при точении, особенно на высокопроизводительных токарных автоматах, получается при совместном действии специальных присадок в сталь свинца, селена, серы и предварительной термической обработки. Поэтому согласно ГОСТ 1414—75 конструкционные стали, содержащие свинец, поставляют только после улучшения или изотермического отжига.

В табл. 4 показано влияние селена на обрабатываемость резанием базовой стали 40Х после нормализации и после улучшения.

Согласно полученным результатам наибольший (в 2—2,5 раза) прирост производительности резания сталей со свинцом, селеном, теллуром, серой наблюдается в горячекатаном состоянии. После нормализации производительность

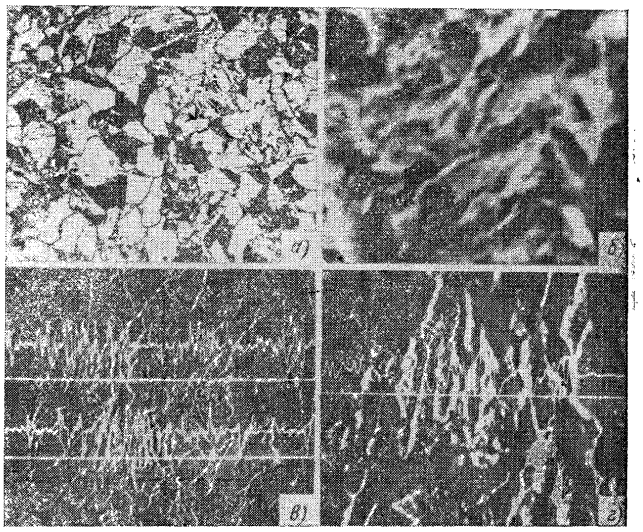


Рис. 6. Исследование шероховатости поверхности стали 40Х с помощью Y-модуляции в растровом электронном микроскопе (I — термическая обработка по режиму IV, рис. 4): *а* — оптический микроскоп (×500); *б* — растровый электронный микроскоп (×22 000); *в, г* — сканограммы участка *б* с регистрацией рельефа на шлифе соответственно ×750 и ×1200

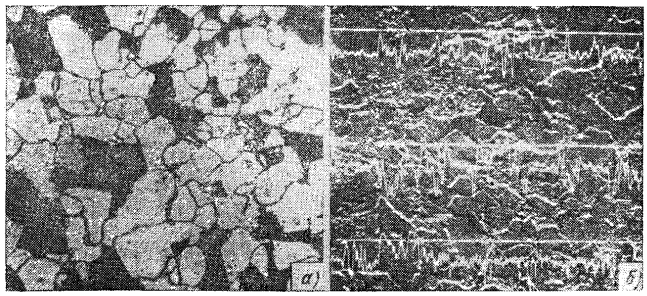


Рис. 7. Исследование шероховатости поверхности стали 40Х с помощью Y-модуляции в растровом электронном микроскопе (II — термическая обработка по режиму VI, рис. 4): *а* — оптический микроскоп, ×500; *б* — сканограмма с регистрацией рельефа на шлифе, ×650

Таблица 3. Рекомендуемые режимы предварительной термической обработки (ПТО) для оптимальной обрабатываемости резанием некоторых конструкционных сталей в условиях крупносерийного или массового производства

Заготовки	Марка стали	Рекомендуемая обработка	Особенности структуры	Примечание
Поковки, штампованные заготовки, горячекатаный сортовой прокат	15 20 15Х	Ускоренное охлаждение до температуры 960—970° С	Дифференцированная структура с достаточно крупными выделениями феррита	В сечении до 30 —50 мм — нормализация
Поковки, штампованные заготовки, горячекатаный сортовой прокат	18ХГТ 30ХГТ 25ХГМ 25ХГТ 25ХГНМТ 25ХГНМА,Ю	Изотермический отжиг	Частично сфероидизированный перлит	— — — В сечении >100 мм — по режиму стали 20Х2Н4А
Поковки, штампованные заготовки	12Х2Н4А 20Х2Н4А	Нормализация+отпуск 640—680° С	Пластинчатый перлит (сфероидизация перлита <20%)	—
Штампованные заготовки, горячекатаный сортовой прокат	60С2	Нормализация и отпуск при 650—680° С	Частично сфероидизированный перлит	Отпуск до 700—720° С при больших объемах фрезерных работ
Поковки, горячекатаный сортовой прокат	У8—У12 ШХ15	Маятниковый отжиг в районе A_1	Зернистый перлит	Для стали ШХ15 в сечении до 100 мм — не более двух циклов
Поковки, штампованные заготовки	40 45 40Х 40ХН 40Р	Нормализация при 880—900° С	Пластинчатый перлит	Допустимо улучшение, если оно является окончательной термической обработкой
Сортовой прокат, горячекатаный лист	08кп 10кп	Без термической обработки	Исходная структура	—
Сортовой прокат, горячекатаный лист	20	Нормализация	—	—
Холоднокатаная полоса	65Г	Рекристаллизационный отжиг при 670—680° С	Частично сфероидизированный перлит (степень сфероидизации ≥30%)	При больших объемах фрезерования и сверления длительность термической обработки увеличивается в 1,5 раза

Таблица 4. Влияние микродобавок селена на обрабатываемость стали 40Х

Термическая обработка	Марка стали	Скорость резания, м/мин			
		60	90	120	150
Нормализация	А40ХЕ 40Х	36,4/142 25,6/100	35,9/153 23,4/100	35,5/162 21,9/100	35,2/168 20,9/100
Улучшение	А40ХЕ 40Х	28,2/124 22,8/100	27,5/126 21,8/100	26,3/138 19,1/100	25,1/147 17,1/100
Термическая обработка	**Марка стали**	**Скорость резания, м/мин**			
		200	300	400	600
Нормализация	А40ХЕ 40Х	34,9/178 19,6/100	34,4/192 17,9/100	32,8/195 16,8/100	30,5/199 15,3/100
Улучшение	А40ХЕ 40Х	23,6/160 14,7/100	21,6/182 11,9/100	20,3/— —	18,6/— —

Примечание. В числителе даны абсолютные значения стойкости резцов, мин, в знаменателе — относительная стойкость в % в сопоставлении со стойкостью при аналогичных режимах резания стали без селена, принятой за 100%.

увеличивается в 1,5—2 раза, а после улучшения — в 1,2—1,7 раз. После изотермического отжига или нормализации с дополнительным высоким отпуском у сталей типа 12Х2Н4А эффект улучшения обрабатываемости от введения в их состав указанных элементов не превышает 20—30%. Последнее необходимо учитывать при оценке экономической эффективности производственных процессов, принимая во внимание стоимость материалов со специальными присадками и отрицательное их влияние на механические свойства, особенно на усталость и сопротивление хрупкому разрушению.

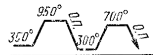
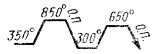
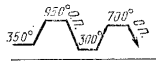
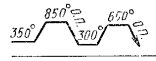
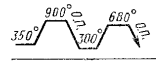
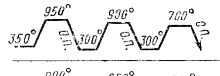
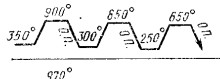
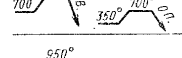
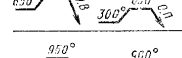
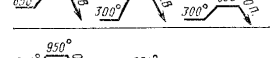
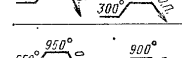
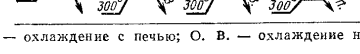
Значительные трудности возникают при обработке сложнолегированных и специальных сплавов. Изложенные выше общие закономерности о влиянии природы фаз на сопротивление пластической деформации и разрушению, естественно, проявляются и в этом случае. Но многообразие формирующихся фаз, различное влияние одних и тех же параметров термической обработки на их выделение осложняют оптимизацию режимов, а иногда требуют разрывов в технологическом процессе термической обработки. Например, мартенситностареющие стали типа Н18К8М5 лучше всего обрабатывать сразу после закалки перед окончательным старением. Обработка после старения снижает скорость резания в 5 раз [10]. Трудности в обработке специальных сложнолегированных сплавов усугубляются резко сниженной их теплопроводностью.

Поскольку на скорость резания сильно влияют интерметаллидные фазы, обладающие высокой твердостью, то при невозможности избежать их выделения перед обработкой резанием, задача термической обработки заключается в создании условий для максимальной коагуляции этих частиц.

Для крупных изделий сложность оптимизации режима термической обработки усугубляется неодновременностью превращения в различных сечениях изделия, поэтому для массивных изделий (массой >1 т) всегда целесообразно использовать остаточную теплоту отливок или поковок. Это помимо сокращения длительности прогрева способствует выравниванию скоростей нагрева поверхности и центра изделия до заданной температуры.

Некоторые рациональные режимы ПТО для легированных конструкционных сплавов с содержанием 0,05—0,5% С и 5—25% суммы легирующих элементов для различных систем легирования приведены в табл. 5.

Таблица 5. Режимы предварительной термической обработки высоколегированных конструкционных сталей

Диаметр заготовки, мм, не более	Группа стали	Режим термической обработки
300	Хромомолибденовая	
	Хромомолибденованадиевая	
	Хромоникельмолибденовая	
600	Хромомолибденовая	
	Хромомолибденованадиевая	
	Хромоникельмолибденовая	
1000	Хромомолибденовая	
	Хромомолибденованадиевая	
	Хромоникельмолибденовая	
1400	Хромомолибденованадиевая	
	Никельмолибденованадиевая	
	Хромоникельмолибденованадиевая	
1800	Никельмолибденованадиевая	
	Хромоникельмолибденованадиевая	

Примечание. О. П. — охлаждение с печью; О. В. — охлаждение на воздухе; температура в °С.

Особенности пластической деформации при холодной листовой или объемной штамповке в условиях двухосного и трехосного напряженных состояний и значительные степени деформации (>50%) предъявляют дополнительные требования к состоянию металла. Во-первых, резко возрастает значение макроструктуры. Она должна характеризоваться высокой однородностью, отсутствием металлургических дефектов (пористостей, рыхлот, расслоений и даже минимальных ликвационных зон), минимальным количеством неметаллических включений, желательно сферической формы. Во-вторых, значительно выше требования к однородности микроструктуры. Крайне нежелательны выделения фаз по границам зерен матричной фазы в виде непрерывной сетки (прослойки), например висмута в меди, или цементитной сетки в сталях.

В стальных деталях решающее значение для улучшения штампуемости имеет сфероидизация цементита. Для особо сложной объемной штамповки количество сфероидизированного цементита должно быть >80%. Если оценка структуры затруднена, то целесообразно [8] оценивать состояние стали и ее способность к штамповке по величине допустимой осадки без разрушения до $^1/_4$ высоты или относительному сужению (>50%) при одноосном растяжении. В работах японских исследователей показано влияние различных режимов термической обработки (нормализации, улучшения, сфероидизирующего отжига и пр.) на поперечное сужение. Хорошей штампуемостью обладают материалы со структурами, обеспечивающими поперечное сужение 65—70%. Аналогичные рекомендации по поперечному сужению для сталей 30Х, 45, 12ХН3А, 30ХГСА и др. даны в работах [11, 23]. Некоторые оптимальные режимы подготовки структуры листового и сортового металла, обеспечивающие хорошую пластичность (по величине поперечного сужения), по данным ЗИЛа, а также работ [9, 11, 20—23], приведены в табл. 6.

Учитывая трудоемкость проведения испытаний на растяжение, зарубежные исследователи [27] предлагают эмпирическое выражение для определения поперечного сужения (%)

$$\psi = 22{,}87 - 0{,}507 \times 10^6 t_{\max} + 3{,}06 d_{\text{А}}^{-1/2}, \qquad (3)$$

где t — толщина цементитных пластин, мм; $d_{\text{А}}$ — величина зерна аустенита, мкм.

Для упрощения расчетов выражение (3) может быть скорректировано с вероятностью 97,5% на межцементитное расстояние S, учитывая, что

$$t_{\max} = S_{\max} \frac{\%\text{C}}{6{,}67}. \qquad (4)$$

Для углеродистых и низколегированных сталей с содержанием суммы легирующих элементов в пределах 2—3% указанное уравнение достаточно надежно.

Принимая во внимание две главные задачи предварительной термической обработки при штамповке или выдавливании — максимальную гомогенизацию матрицы и максимальную сфероидизацию частиц второй фазы, целесообразно проводить эту обработку в два этапа. На первом — проводить гомогенизирующий отжиг, а на втором — обработку для сфероидизации частиц цементита.

Для некоторых специальных сплавов типа ЭИ698 или ЭП742 проведение промежуточного гомогенизирующего отжига при температурах 1230 и 1140° С одновременно повышает технологическую пластичность в 3—5 раз и расширяет температурный интервал штамповки [7, 17, 30].

Поскольку значительное снижение пластичности низкоуглеродистой стали вызывается деформационным старением, для деталей особо сложной вытяжки необходима термическая обработка, сочетающая гомогенизацию с обезуглероживанием и деазотированием в специальных атмосферах. Обезуглероживание можно проводить в эндотермической атмосфере или в атмосфере влажного, частично диссоциированного аммиака; точка росы в обоих случаях должна быть в интервале +30÷+70° С.

Выше отмечалось, что для низкоуглеродистых сталей и сплавов с объемной долей твердых частиц <1/10 большое значение для обрабатываемости имеет степень развития субструктуры. В связи с этим в последнее время не только в целях упрочнения, но и для улучшения обрабатываемости (см. табл. 6) после гомогени-

Таблица 6. Режимы термической обработки [1] некоторых углеродистых и низколегированных конструкционных сталей, обеспечивающие оптимальную штампуемость в условиях крупносерийного или массового производства

Марка стали	Режим термической обработки	Поперечное сужение ψ, %, не менее
08кп	Отжиг 860° С, деформация с обжатием (10—30%) и рекристаллизационный отжиг при температуре, °С: 600 760	 80 83
10кп	Отжиг при температуре, °С: 640 680	 70 75
20кп	Отжиг 860° С, деформация с обжатием (10—20%) и рекристаллизационный отжиг при температуре, °С: 600 700	 67 74
10	Отжиг на зернистый цементит при температуре, °С: 660—670 740—760	 66 72
20	Нормализация при 780° С	72
20Н2	Нормализация при 780° С	75
35	Отжиг при 860° С + 680÷720° С	75
45	Отжиг при 850 — 870° С + отжиг на зернистый цементит 680—700° С	60
09Г2С	Ускоренное охлаждение (v = 10—20° С/с) с прокатного нагрева до температур 720—760° С	80
17ГС	Ускоренное охлаждение (v = 10—20° С/с) с прокатного нагрева до температур 720—760° С	65
15Х	Отжиг при 880° С + 680—720° С	80
35Х	Закалка с 1150° С в масле и отпуск при 760° С, 15 мин, охлаждение на воздухе	74
	Закалка с 1150° С в масле и отпуск при 760° С, 15 мин, охлаждение в масле + + 730° С	77
10ХСНД	Ускоренное охлаждение (v = 10—20° С/с) с прокатного нагрева до температур 720—760° С	60
12ХН3А	Отжиг при 720° С Отжиг при 720° С, замедленное охлаждение (не менее 40° С/с) до 500° С	56 73
30ХГСА	Закалка при 1150° С в масле и отпуск при 760° С, 15 мин	73

[1] Стальной лист шириной <600 мм часто подвергают термической обработке на машиностроительных заводах.

Таблица 7. Технологическая схема подготовки металла для холодной высадки

Низкоуглеродистые стали	Высокоуглеродистые и легированные стали
1. Обезжиривание при 70—80° С 15—20 мин 2. Промывка в воде при 60° С 1—3 мин 3. Травление в растворе H_2SO_4 и катапина при 65—80° С 10—25 мин 4. Промывка в воде при 18—25° С 1—3 мин 5. Активация $NaNO_3$ при 60—70° С 1—3 мин 6. Фосфатирование при 80—90° С 7—10 мин 7. Промывка в воде при 18—25° С 1—3 мин 8. Нейтрализация фосфатирования при 60—70° С 1—3 мин 9. Омыливание при 60—80° С 5—10 мин 10. Сушка на воздухе 11. Подкалибровка с обжатием 5—15% 12. Испытание 13. Высадка	1. Обезжиривание при 70—80° С 15—20 мин 2. Промывка в воде при 60° С 1—3 мин 3. Травление в растворе H_2SO_4 и катапина при 65—80° С 10—25 мин 4. Промывка в воде при 18—25° С 1—3 мин 5. Отжиг 6. Обезжиривание при 70—80° С 15—20 мин 7. Травление в растворе H_2SO_4 и катапина при 70—80° С 15—20 мин 8. Промывка в воде при 18—25° С 1—3 мин 9. Активация $NaNO_3$ при 60—70° С 1—3 мин 10. Фосфатирование при 80—90° С 7—10 мин 11. Промывка в воде при 18—25° С 1—3 мин 12. Нейтрализация фосфатирования при 60—70° С 1—3 мин 13. Омыливание при 60—80° С 5—10 мин 14. Сушка на воздухе 15. Подкалибровка с обжатием 5—15% 16. Испытание 17 Высадка

зации таких сплавов проводят нормализацию из межкритического (A_1—A_3) интервала температур [12].

При проведении специальных видов обработки металла (резания, волочения, прессования, клиновой прокатки, теплой штамповки) возникают дополнительные требования к структуре поверхностных слоев, составу и характеру распределения в них примесей (например, наличие марганца и кремния в алюминиевых и магниевых сплавах); наличию на поверхности специальных покрытий (фосфатирования, оксалатирования, омыливания и пр.). В этом случае предварительная обработка, например, для улучшения холодной объемной штамповки, должна включать ряд технологических процессов, в который входят различные операции предварительной термической обработки и термомеханическая обработка с целью создания специальных свойств структуры в объеме и на поверхности материала. Пример такой комплексной подготовки стали для холодной объемной штамповки нормалей приведен на схеме табл. 7.

4. ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ТОЧНОСТИ РАЗМЕРОВ ГОТОВЫХ ДЕТАЛЕЙ

Изменение размеров и формы изделий в результате фазовых и структурных превращений в сплавах при их термической обработке является существенным недостатком многих конструкционных сплавов, и в первую очередь сталей.

Целесообразно отдельно рассматривать равномерное изменение размеров (геометрическая форма изделий сохраняется); равномерно-постоянное коробление (равномерное изменение формы и размеров, например равномерная конусность кольцевых тел) и неравномерное переменное коробление.

Источником деформации и коробления служат напряжения, возникающие в деталях в процессе упругой или пластической деформации во время всего цикла

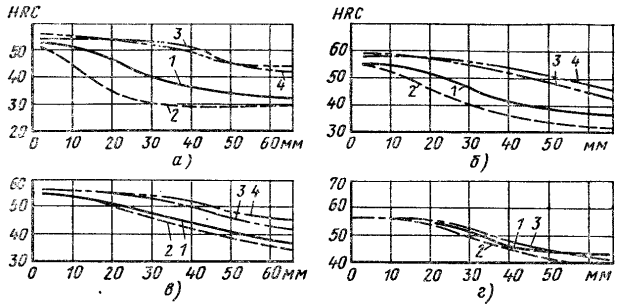


Рис. 8. Влияние исходной структуры на торцовую прокаливаемость стали 40ХНМ после закалки с 850° С с различной выдержкой:
а — 0 мин; *б* — 10 мин; *в* — 40 мин; *г* — 4 ч; *1* — отжиг на пластинчатый перлит; *2* — отжиг на зернистый перлит; *3* — горячекатаное состояние; *4* — нормализация

обработки. Они складываются из термических напряжений, формирующихся в процессе нагрева или охлаждения; напряжений в результате фазовых или структурных превращений; напряжений, возникающих под нагрузкой в садке или обусловленных собственным весом детали, и внутренних напряжений, наследованных в процессе изготовления заготовки (при прокатке, предварительной обработке резанием и пр.).

Из перечисленных факторов по крайней мере два (напряжения за счет фазовых и структурных превращений и наследуемые в процессе изготовления заготовок) зависят от предварительной термической обработки.

Регулирование внутренних напряжений с целью снижения и стабилизации всех видов коробления можно осуществить варьированием прокаливаемости. На рис. 8 показано изменение прокаливаемости стали 40ХНМ [4] в зависимости от исходного структурного состояния для различной продолжительности выдержки при повторной закалке. Из представленных данных видно, что только после закалки при 850° С с выдержкой 4 ч влияние исходной структуры не проявляется.

Вместе с тем известно, что большинство технологических операций окончательной термической обработки предусматривает малые времена нагрева и выдержки, поэтому влияние исходного состояния важно для кратковременных операций окончательной термической обработки, особенно при нагреве в соляных ваннах и для обработки с нагревом ТПЧ и ТВЧ. Простой расчет задачи теплопроводности совместно с данными, приведенными на рис. 8, показывает, что наиболее значительное влияние исходного структурного состояния проявляется в изделиях сечением (толщиной) 20—50 мм.

Стабилизация прокаливаемости возможна и путем регулирования размера и количества труднорастворимых карбидов или нитридов алюминия, титана, ванадия, ниобия, благодаря которым значительно измельчается и стабилизируется при окончательной термической обработке в широком интервале температур зерно аустенита.

Чем выше объемная доля регулируемых по размеру частиц указанных фаз, тем больше эффект их влияния на прокаливаемость. Так, на стали 47ГТ благодаря карбидам титана толщину закаленного слоя (до полумартенситной структуры) в сечении 50 мм удалось стабилизировать на уровне 5 мм при нагреве в интервале температур 850—950° С. В то же время на серийной стали 45Г с тем же средним химическим составом повышение температуры закалки в указанном интервале увеличивает толщину закаленного слоя с 4,3 до 5,7 мм.

В серийной стали 25, раскисленной алюминием ($Al_{раст}$ = 0,09%, $N_{раств}$ = = 0,023%) в результате предварительной обработки на мелкое зерно прокали-

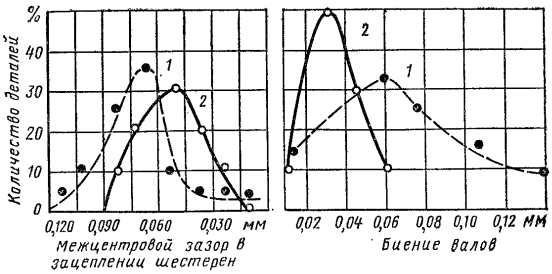


Рис. 9. Деформация шестерен и валов из сталей 25ХГМ (*1*) и 25ХГНМАЮ (*2*) для плавок, обладающих максимальной прокаливаемостью после нитроцементации

ваемость и деформация уменьшаются более чем в 1,5 раза (подробно см. п. 7).

На рис. 9 показано изменение деформации шестерен и валов коробки перемены передач автомобилей из стали 25ХГНМАЮ и 25ХГМ после нитроцементации для плавок, имеющих максимальную прокаливаемость по полосе. Из этих данных видно уменьшение среднего значения (уменьшение прокаливаемости) и разброса (стабилизация зерна и прокаливаемости) межцентрового расстояния в 2 раза и биения валов в 2,5 раза. На основании исследований, выполненных на ЗИЛе для различных групп деталей коробки перемены передач в целях снижения деформации после окончательной термической обработки, сталь 25ХГМ поставляется с регламентированной прокаливаемостью (для валов диаметром до 80 мм твердость *HRC* 35—48 должна быть на расстоянии 9 мм по ГОСТ 5657—69; для шестерен *HRC* 35—45). Для сталей, содержащих значительное количество труднорастворимых частиц, можно не оговаривать прокаливаемость, а использовать предварительную термическую обработку, обеспечивающую получение весьма мелкого зерна (~1 мкм) при повторных нагревах.

Использование ковочной теплоты для нормализации или отжига поковок после нагрева на высокие температуры (1200—1250° С) с неизбежным в этом случае замедленным охлаждением в интервале температур 1100—800° С является нежелательным для конструкционных сталей, и особенно для цементуемых и нитроцементуемых, так как способствует коагуляции частиц карбидных и нитридных фаз, увеличению зерна и разнозернистости и расширению реальной полосы прокаливаемости в пределах одной марки стали и даже одной плавки.

Влияние различного исходного структурного состояния, включая размер и распределение частиц карбидных или нитридных фаз, усугубляется различием реальных скоростей охлаждения частей поковки, что впоследствии сказывается на рассеивании значений деформации.

Ускоренное охлаждение до 700—500° С после окончания ковки или штамповки в интервале интенсивного выделения таких частиц, как, например, карбид титана в стали 25ХГТ или нитрид алюминия в стали 25ХГНМАЮ, с последующим использованием остаточной теплоты (500—700° С) для экономии расхода энергии в процессе нагрева для нормализации или закалки будет способствовать измельчению зерна и снижению деформации деталей (рис. 10). Анализ данных, приведенных на рис. 10, показывает, что ускоренное охлаждение заготовок позволяет стабилизировать деформацию при последующей окончательной термической обработке, уменьшив рассеяние ее значений более чем в 1,5—2,0 раза,

Оптимальный режим предварительной термической обработки большинства конструкционных сталей включает ускоренное охлаждение от температуры конца горячей деформации до 700—500° С, изотермическую выдержку при температуре 600—680° С (диапазон колебаний температур изотермической выдержки для каждой марки стали должен быть не более 20—25° С) продолжительностью не

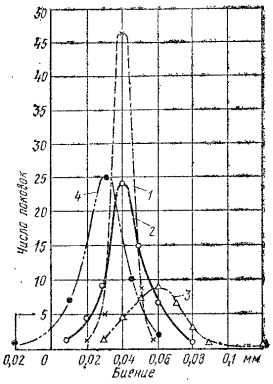


Рис. 10. Влияние режима охлаждения поковок после штамповки и изотермического отжига на деформацию шестерен 1-й передачи КПП ЗИЛ-130 (сталь 25ХГМ) после нитроцементации:

1 — ускоренное охлаждение (в воде) с 1250 до 600—700° С; *2* — ускоренное охлаждение (130° С/мин), изотермический отжиг (ЗИЛ); *3* — ускоренное охлаждение (130° С/мин), изотермический отжиг (ВАЗ); *4* — действующая технология (ЗИЛ)

более 3 ч, замедленное охлаждение до температуры 400° С (для высоколегированных сталей эта температура должна быть несколько ниже) и дальнейшее охлаждение на воздухе.

Поскольку объемный эффект превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ зависит от исходного состояния и меняется по величине, а эффект превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ остается постоянным, появляется дополнительная возможность в результате подготовки структуры предварительной обработкой устранить необратимое изменение линейных размеров в процессе превращения $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$.

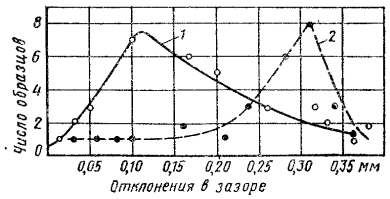
Необратимость линейных изменений при превращении $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ проявляется после отжига, нормализации, улучшения, изотермического отжига. Однако

Таблица 8. Влияние исходной структуры на эффект необратимого изменения длины образцов из углеродистых сталей после фазовой перекристаллизации

Сталь	Степень деформации, %	Термическая обработка до деформации	Изменение длины в процессе фазового превращения					
			при нагреве $\alpha \rightarrow \gamma$		при охлаждении $\gamma \rightarrow \alpha$		при прямом и обратном превращении $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$	
			мкм	%	мкм	%	мкм	%
20	Без деформации	Улучшение	−3,8	0,38	+3,0	0,30	−0,8	0,08
		Нормализация	−3,7	0,37	+3,2	0,32	−0,5	0,05
		Отжиг	−3,8	0,38	+2,7	0,27	−1,1	0,11
	75	Улучшение	−3,0	0,30	+3,0	0,30	0	0
		Нормализация	−3,5	0,35	+3,5	0,35	0	0
		Отжиг	−2,7	0,27	+2,7	0,27	0	0
45	Без деформации	Улучшение	−3,0	0,30	+2,5	0,25	−0,5	0,05
		Нормализация	−3,0	0,30	+2,7	0,27	−0,3	0,03
		Отжиг	−2,6	0,26	+2,0	0,20	−0,6	0,06
	75	Улучшение	−2,5	0,24	+2,6	0,26	+0,1	0,01
		Нормализация	−2,4	0,25	+2,6	0,26	+0,2	0,02
		Отжиг	−2,0	0,20	+2,0	0,20	0	0
У8	Без деформации	Улучшение	−1,8	0,18	+1,2	0,12	−0,6	0,06
		Нормализация	−1,7	0,17	+0,9	0,09	−0,8	0,08
		Отжиг	−1,75	0,18	+0,6	0,06	−1,15	0,12
	75	Улучшение	−1,0	0,10	+0,8	0,08	−0,2	0,02
		Нормализация	−0,9	0,09	+0,8	0,08	−0,1	0,01
		Отжиг	−0,6	0,06	+0,6	0,06	0	0

Рис. 11. Влияние предварительной деформации на коробление образцов из стали 25ХГМ после нитроцементации на глубину 0,8 мм:

1 — предварительно деформированные образцы (осадка 30%); *2* — недеформированные образцы



с увеличением степени предварительной холодной деформации (достаточно однородной для всего образца) эффект необратимости уменьшается (табл. 8).

Установленная закономерность проверена и подтверждена для конструкционных сталей 20, 45, 15Х, 25ХГНМТ, 12Х2Н4А и др., а также для инструментальных сталей У8, У10 и др.

Сущность явления заключается в том, что при определенных условиях предварительной холодной пластической деформации и режимов последующего нагрева в α-фазе к моменту начала ее превращения в аустенит создается сильно развитая субструктура с разориентировкой субграниц, близкой к большеугловой, на которых так же, как и на межфазовых границах, облегчается формирование устойчивых зародышей γ-фазы. Поэтому на несколько порядков возрастает число этих зародышей и создаются условия для изотропного роста новой фазы, уменьшающие анизотропию объемного эффекта превращения $\alpha \rightarrow \gamma$, величина которого приближается, а в оптимальных случаях оказывается равной величине объемного эффекта превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. Технологически это достигается в результате предварительного применения достаточно большой и однородной деформации, обеспечивающей при последующем нагреве соответствующую однородность возникающей субструктуры. Приведенные в табл. 8 данные относятся к волочению и последующей перекристаллизации в вакууме, а на рис. 11 — к осадке с деформацией ~30% и последующей нитроцементации в производственных условиях (по заводским режимам). Более чем двукратное уменьшение средней величины изменения размеров образцов после предварительной деформации (с 0,31 до 0,14 мм) по сравнению с недеформированными образцами позволяет снизить, например, припуск при обработке поковок при том же поле допуска.

В связи с изложенным на практике должны найти применение оба направления повышения точности деталей. В тех случаях, когда по условиям изготовления детали невозможно получить однородную деформацию и, как следствие, однородную субструктуру, необходимы промежуточные операции термической обработки для снятия внутренних напряжений и наклепа и уменьшения рассеяния коробления. Для деталей, изготовление которых можно осуществить при достаточно однородном деформировании, промежуточные операции термической обработки перед окончательной термической обработкой отрицательно сказываются, так как увеличивают величину необратимых изменений размеров при фазовой перекристаллизации, а следовательно, и абсолютную величину отклонений в размерах деталей.

Последнее наиболее удачно реализуется при использовании современных холодновысадочных автоматов в производстве нормалей, поршневых пальцев, осевых деталей и пр.

5. ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ ГОТОВЫХ ДЕТАЛЕЙ

Подготовка микроструктуры матрицы. В отечественной и зарубежной литературе приведены экспериментальные данные, убедительно показывающие принципиальную возможность получения особо мелкого зерна в стали при скоростном ее нагреве после предварительной закалки, улучшения или после циклической электротермообработки. Показано [16], что на закаленной стали 40 в сечении

Таблица 9. Механические свойства углеродистых сталей после двойной закалки [1]

Сталь	Скорость нагрева при повторной закалке, °С/с	Механические свойства			
		$\sigma_в$, кгс/мм²	$\sigma_{0,2}$ кгс/мм²	HV	ψ, %
10	1000	115	97	430	66
10	10	102	86	418	74
20	1000	145	117	500	42
35	700	227	209	682	24
35	10	219	195	670	27
58	330	250	240	780	0—10
У8	300	265	—	820	—

[1] Первую закалку проводили из свинцовой ванны или контактным методом со скоростью нагрева 2—5° С/с. Окончательный отпуск при температуре 170° С 2 ч.

2×10 мм после повторного нагрева под закалку со скоростью 500° С/с и окончательного низкого отпуска при 150° С удается получить предел прочности при растяжении до 240 кгс/мм² при относительном удлинении 4% и относительном сужении ~30%. В стали 65Г (диаметром 1,2 мм) после двойной закалки, когда вторая проводилась из свинцовой ванны с температурой 780° С и выдержкой 1 мин, достигается предел прочности ~300 кгс/мм² при практически тех же свойствах пластичности, что и у стали 40. При этом в стали 40 формируется зерно диаметром ~ 5 мкм (12—13-й балл), а в стали 65Г несколько больше 2 мкм (14-й балл). После аналогичной, но однократной закалки характеристики прочности оказываются ниже на 15% для стали 40 и на 20—25% для стали 65Г при одновременном некотором снижении пластичности, особенно у стали 65Г. Средние значения механических свойств и величины зерна, получаемые после двойной закалки, приведены для некоторых углеродистых сталей в табл. 9 и 10.

Анализ данных, приведенных в табл. 9 и 10, а также работ Н. Петча, И. Н. Кидина, К. З. Шепеляковского и др. показывает, что у всех сталей при измельчении зерна наблюдается повышение прочностных свойств. При содержании в стали до 0,4% С при высоком уровне прочности достигается и достаточный запас пластичности. При увеличении содержания углерода в стали наблюдается тенденция к снижению скорости нагрева, обеспечивающей максимальное упрочнение. В сталях с содержанием до 0,2% С эта скорость нагрева равна 1000° С/с; с 0,35% С — ~700° С/с; для стали 58 — 330° С/с; а для стали У8— <300° С/с. При содержании в стали <0,6% С степень измельчения зерна практически линейно зависит от скорости нагрева при повторной закалке. В сталях с бо́льшим содержанием углерода при скоростях повторного нагрева >300° С/с формируется зерно несколько больших размеров, чем при скорости нагрева в интервале 10—450° С/с. В некоторых случаях оно практически равно исходному зерну. По аналогии с данными В. Д. Садовского [19] это явление можно отнести к структурной наследственности. Укрупнение зерна при чрезмерно больших скоростях нагрева снижает свойства, которые оказываются ниже аналитически прогнозируемых. Укрупнение зерна при весьма больших скоростях нагрева высокоуглеродистых сталей, по-видимому, связано с изменением кинетики превращения $\alpha \rightarrow \gamma$. Образование зародышей аустенита происходит на межфазных границах феррита и цементита, поэтому чем больше таких границ и меньше расстояние между ними, тем мельче зерно аустенита. При сохранении вплоть до начала превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ мартенситной или бейнитной структуры с большим числом малоугловых границ зарождение новой фазы легче всего будет происходить на высокоугловых границах исходного зерна, ограничивающих размеры первых мартенситных кристаллов. В этом случае и должно восстанавливаться исходное зерно. Таким образом, для наиболее эффективной технологии предварительной обработки с целью измельчения зерна необходимо создавать большое число высокоугловых границ к моменту начала превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ при второй закалке.

Таблица 10. Влияние скорости нагрева при повторной закалке на величину зерна аустенита предварительно закаленной стали

Сталь	Характеристика величины зерна	Скорость повторного нагрева, °С/с					
		0,01	0,1	1	10	100	300 * 1000 **
10	S, мкм²	2000	970	390	220	70	27
	Балл	6	7	8—9	9	11	12
35	S, мкм²	1700	500	100	26	20	8
	Балл	7—6	8	10	12	11—13	13—14
58	S, мкм²	1000	650	90	18	18	10
	Балл	7	8—7	10—11	12—13	12—13	13
У8	S, мкм²	1000	700	78	23	15	6
	Балл	7	7—8	10—11	12	13	14

* Для стали У8.
** Для сталей с содержанием до 0,4% С.

Следовательно, рациональными режимами предварительной термической обработки средне- и высокоуглеродистых сталей будет либо закалка с отпуском для получения высокодисперсной ферритно-цементитной структуры, либо режимы с умеренными скоростями нагрева при повторной закалке, в процессе которых происходит распад мартенсита и превращение остаточного аустенита. Поэтому иногда отмечается [26], что при повторном нагреве для закалки сталей с исходной мартенситной структурой со скоростями ~1000° С/с свойства оказываются ниже, чем при аналогичном нагреве после предварительного улучшения.

Для низкоуглеродистых и низколегированных сталей увеличение скорости нагрева под вторую закалку до 1000° С/с всегда следует считать положительным.

Наиболее эффективно упрочнение путем измельчения зерна в результате предварительной термической обработки на сталях, содержащих небольшое количество сильно карбидообразующих элементов (Cr, Mo, V, W, Al, Ti), входящих в состав карбидов, интенсивно выделяющихся при отпуске. Для сталей типа 60ХГС или 60С2 перед повторной закалкой всегда нужен отпуск не ниже 450° С.

Поскольку измельченность исходного зерна определяет величину не только мартенситных кристаллов, но и продуктов их превращения при отпуске, то связанное с этим дополнительное упрочнение после повторной закалки сохраняется и после отпуска до 500—600° С. Для сталей с малой устойчивостью переохлажденного аустенита в ряде случаев хорошие свойства дает повторная ступенчатая закалка.

Способ получения сверхмелкого зерна, определяя состояние других элементов структуры, влияет на уровень свойств пластичности. Пластичность можно повысить, например, при получении развитой субструктуры матричной фазы и при минимальных количествах выделений второй фазы.

Важным методом повышения свойств путем предварительной подготовки матричной фазы является двойная обработка литых сплавов, и в первую очередь чугунов и сталей. Развитая дендритная неоднородность литой стали усугубляется часто неоднородным расположением феррита и перлита. Различное влияние высокой концентрации таких легирующих элементов, как, прежде всего, Mn и Si, на коэффициент активности углерода осложняет получение гомогенного твердого раствора в результате однократной перекристаллизации. Поэтому широкое распространение получили процессы двойной закалки для повышения пластичности литой штамповой стали [14]; проведение предварительного отжига при 550° С для стали типа 110Г13Л перед повторной закалкой с целью значительного измельчения зерна [13]; предварительная нормализация из межкритического интервала

(A_1—A_3) чугунов для повышения комплекса механических свойств после окончательной термической обработки закалкой ТВЧ [18] и др.

Самостоятельное значение имеет предварительная подготовка структуры, особенно для низкоуглеродистых и низколегированных сталей и цветных сплавов, предназначенных для холодной штамповки, поскольку структура влияет на процессы рекристаллизации и на разные ее стадии. Например, отжиг пересыщенного раствора тормозит, а наличие частиц второй фазы облегчает образование зародышей рекристаллизации; объемная доля выделившихся частиц, их форма, размеры, расстояние между ними будут определять дальнейший рост зерна, сдерживая миграцию границ. Именно это и определяет различие температурного интервала рекристаллизации предварительно улучшенной и горячекатаной структуры сталей типа 17ГС, 12Г2АФ, 14Г2АФ и др. Даже на стали 20 обнаруживается снижение температуры начала рекристаллизации более чем на 100° С после предварительной закалки в масле по сравнению с закалкой в воде [6].

Таким образом, предварительная подготовка микроструктуры матрицы активно влияет на свойства металлов и сплавов после их окончательной обработки и может осуществляться на стандартном термическом оборудовании или при его небольшой модернизации в целях регулирования условий охлаждения после нагрева.

6. УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ЗА СЧЕТ ФОРМИРОВАНИЯ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Для упрочнения металлов и сплавов при предварительной обработке путем формирования субструктуры в соответствии с рассмотренной выше классификацией могут быть включены практически все известные и используемые на практике способы деформационно-термического воздействия, направленные на повышение механических свойств стали. Предварительное формирование субструктуры при ПТО есть не что иное как предварительная термомеханическая обработка [3]. Она может включать собственно термомеханическую обработку (ВТМО; НТМО; ВТМизО и др.), механотермическую обработку, многократную механотермическую обработку и даже нагрев холоднодеформированного сплава.

Существо явления заключается в сохранении при последующей фазовой перекристаллизации в процессе окончательной термической обработки элементов субструктуры, созданных при ПТО, и в их воздействии на окончательно формируемые структуру и свойства (см. гл. 13).

7. ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА, ОСНОВАННАЯ НА ИСПОЛЬЗОВАНИИ ЧАСТИЦ ИЗБЫТОЧНЫХ ФАЗ

Использование труднорастворимых частиц наиболее целесообразно для измельчения зерна при последующих длительных нагревах благодаря барьерному действию этих частиц на подвижность дислокаций и миграцию границ зерна при нагреве. Однако эффективность действия труднорастворимых частиц не ограничена только этим. Согласно Хирщу, частицы избыточных фаз активно упрочняют сплав вследствие увеличения числа дислокаций при развитии поперечного скольжения, а Николсон даже установил вклад в общее упрочнение сплава самих частиц и их морфологии.

Для измельчения зерна при нагревах до 950—1000° С целесообразно использовать труднорастворимые карбиды и нитриды титана, ниобия, алюминия, ванадия и др. В связи с этим появляется еще одно преимущество предварительной обработки, способствующей образованию максимального числа труднорастворимых карбидов и нитридов. Это приводит к уменьшению содержания азота и углерода в матричном твердом растворе, в результате чего понижается напряжение трения в решетке, общий уровень внутренних напряжений и, как следствие, существенно снижается температура хладноломкости и повышается пластичность

сплавов. Таким образом, предварительная термическая обработка, формирующая величину частиц избыточных фаз и расстояние между ними и обеспечивающая максимальное их выделение, является универсальным способом повышения конструктивной прочности сплавов.

Анализ кинетики выделения в стали нитридов алюминия [32] и ванадия в изотермических условиях показывает наличие двух температурных максимумов их выделения в аустените (1000° С) и феррите (660° С). Однако скорость выделения этих частиц в феррите выше, чем в аустените. После выдержки в ферритной области при 620—640° С 1 ч в стали с 0,02% N и 0,05% Al выделяется 80% равновесного нитрида алюминия [32]. Аналогичная закономерность наблюдается и для нитрида ванадия [30]. Следовательно, при скоростях нагрева деталей в садочных печах бо́льшая часть нитридов, переведенных в раствор, будет выделена. Карбиды ниобия (NbC) выделяются медленнее. Выполненные на ЗИЛе исследования показали, что за 8 ч при 600° С только 15% растворенного ниобия переходит в карбид. Значительно быстрее выделяется карбид ниобия в аустенитной области. Близка к выделению карбида ниобия и кинетика выделения карбида титана. Экономически выгодно и технологически удобно использовать для упрочнения нитрид алюминия. Однако есть металлургические трудности, связанные с гарантированным образованием нитрида алюминия, так как для этого нужно удалить из стали более активные нитридообразователи, например титан. Кроме того, следует учитывать, что скорость роста (коагуляции) частиц нитрида алюминия при увеличении времени выдержки во время последующих нагревов больше, чем у NbC, NbCN или даже TiC. Поэтому при очень длительных выдержках, например при 950° С (15—20 ч), наиболее эффективны нитриды и карбиды ниобия.

При увеличении времени выдержки, особенно при 1000—1100° С, идет интенсивный рост частиц нитридов или карбидов до 5000 Å. При выделении нитридов в ферритной области размеры их значительно меньше и обычно составляют 50—100 Å [28]. Поэтому быстрое охлаждение от температуры окончания ковки или штамповки в аустенитной области является непременным условием получения мелких частиц.

В зависимости от режима предварительной термической обработки размер частиц может изменяться в пределах 50—500 Å, что влияет на размер зерна при окончательной обработке.

На рис. 12 показана кинетика роста зерна аустенита в стали 25 при повторном нагреве в печи (время выдержки при каждой температуре 30 мин). Предварительный нагрев на 1250° С с последующим ускоренным охлаждением у этой конструкционной стали, раскисленной только алюминием (0,005% $N_{общ}$) существенно уменьшает склонность к росту зерна при повторном нагреве по сравнению с традиционными температурами предварительного нагрева 880—900° С. На кинетику роста зерна значительно влияет скорость охлаждения после нагрева. Ее уменьшение до 50° С/ч (охлаждение с печью) снижает порог роста зерна более чем на 100° С.

Увеличение объемной доли труднорастворимых частиц в стали 25ХГНМАЮ по сравнению со сталью 25 позволяет снизить абсолютную величину зерна для невысоких температур повторного нагрева и расширить интервал существования устойчивого мелкого зерна до 1050° С (рис. 12, *б*). Измельчение исходной структуры матрицы при предварительной обработке вносит свой вклад в измельчение зерна. Поэтому в стали после предварительного улучшения обеспечивается меньшая величина зерна при относительно низких температурах и коротких выдержках (30 мин), чем в стали со структурой после нормализации. В результате предварительной обработки конструкционных сталей можно получить при повторном нагреве до температуры 1000—1050° С устойчивое мелкое зерно менее 12-го балла. Очевидно, что для каждого типа частиц избыточных фаз есть такой температурный интервал предварительного нагрева, когда при повторном, даже непродолжительном, нагреве происходит значительный рост зерна. Это объясняется активной коагуляцией частиц карбидов и нитридов и их растворением при таком предварительном нагреве. До начала интенсивного растворения этих частиц (950° С для VC; 1100° С для AlN) контролирующим процессом является коагуляция. Если пренебречь растворением частиц и уменьшением их объемной доли при более

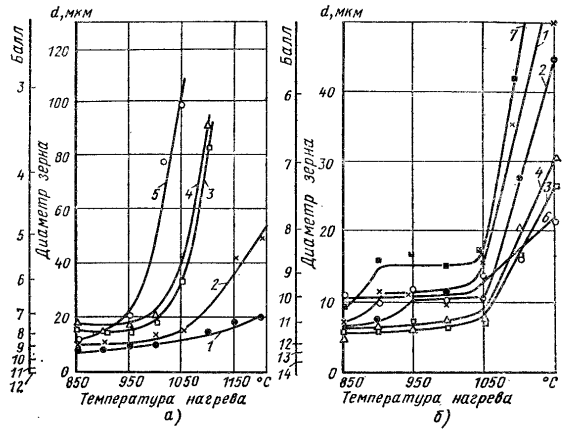


Рис. 12. Влияние режима предварительной термической обработки на кинетику роста зерна аустенита стали 25 (*а*) и стали 25ХГНМАЮ (*б*) при повторных нагревах:

1 — 1250° С, улучшение; *2* — 1250° С, нормализация; *3* — 900° С, нормализация; *4* — 900° С, улучшение; *5* — 1250° С, выдержка 5 ч, охлаждение с печью до 900° С, выдержка 4 ч, далее охлаждение на воздухе; *6* — 900° С, изотермический отжиг; *7* — 1100° С, нормализация

низких температурах, то зависимость между радиусом устойчивого зерна и размером труднорастворимых частиц можно выразить уравненнем

$$R_{уст} = \frac{6R_0}{\pi} f \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{z}\right)^{-1}, \qquad (5)$$

где $R_{уст}$ и R_0 — радиусы устойчивого и исходного зерна; z — отношение радиусов растущего и исходного зерна; f — объемная доля частиц.

Для конструкционных сталей, например 18ХГТ, 25ХГТ, 25ХГМ, 25ХГНМАЮ и др., нежелательным в отношении роста зерна является интервал температур предварительного нагрева 1050—1150° С. По данным ВАЗа [5], для стали 19ХГН этот интервал равен 1020—1150° С. Повышение температуры предварительного нагрева до 1250—1280° С приводит к растворению частиц и их последующему выделению в ферритной области при закалке или в аустенитной или ферритной областях при более медленном охлаждении. От скорости охлаждения зависит соотношение между количеством и дисперсностью частиц, выделившихся в аустенитном и ферритном температурных интервалах, а следовательно, и величина зерна при повторных нагревах.

Так, при медленном охлаждении (50° С/ч) стали 25ХГНМАЮ от температуры 1250° С средний размер частиц AlN составляет 2000—2500 Å, в то время как после улучшения он находится в пределах 100—250 Å. Следует, однако, отметить, что выделение всех частиц AlN и при том высокодисперсных (размер до 150 Å) только в ферритной области не приводит к получению устойчивого мелкого зерна при повторном медленном нагреве или длительных выдержках, так как уже в первые минуты выдержки при температурах >900° С будет происходить интенсивное растворение этих частиц.

Высказанные соображения о значении скорости охлаждения после окончания ковки или штамповки для формирования размера частиц избыточных фаз могут

Таблица 11. Влияние предварительной обработки на средний диаметр зерна аустенита в стали после окончательной химико-термической обработки (мкм)

Марка стали	Окончательная термическая обработки	Режим предварительной обработки *				
		А	Б	В	Г	Д
25ХГТ	Цементация при 950° С 10 ч Нитроцементация при 860° С 7 ч	21/30 9/23	12/17 8/10	8/24 5/22	7/20 5/11	25/50 8/35
25ХГМ	Цементация при 950° С 10 ч Нитроцементация при 860° С 7 ч	17/28 13/24	— 9/18	7/22 8/23	— 5/15	30/60 22/30
22ХНМ	Цементация при 930° С 12 ч	—	14/19	—	9/15	28/85
25ХГНМАЮ	Цементация при 930° С 10 ч Нитроцементация при 860° С 7 ч	10/27 8/22	8/20 4/12	5/18 4/12	5/22 4/10	22/58 15/30

* Принятые обозначения: А — нагрев при 1250° С, перенос в печь с температурой 650° С, изотермическая выдержка 1 ч; Б — то же, что и А, но нагрев на 900° С; В — закалка в масле с температуры 1250° С и отпуск при 650° С; Г — то же, что и Б, но закалка при 900° С; Д — нагрев на 1250° С и охлаждение со скоростью 50° С/ч.

В числителе дана величина зерна в слое на расстоянии 0,05 мм от поверхности, в знаменателе — величина зерна в сердцевине.

оказаться серьезным ограничением для использования этих частиц с целью измельчения зерна в массивных заготовках даже при достаточно больших скоростях охлаждения поверхностного слоя.

Анализ уравнения (5) показывает, что размер частиц, способных тормозить рост зерна аустенита, повышается с увеличением объемной доли частиц избыточных фаз и уменьшается при большой разнозернистости в исходном состоянии. Поэтому в сплавах с большой объемной долей частиц и подготовленной однородной структурой (улучшение, нормализация с высоким отпуском для стали) можно существенно расширить допустимые сечения заготовок, в которых измельчается зерно по всему сечению. Так, сталь 25ХГНМАЮ принята для производства шестерен автомобилей с модулем 6—11,5 и диаметром до 420 мм.

Действие предварительной обработки после окончательной химико-термической обработки сказывается на величине зерна как в насыщенном слое, так и в сердцевине (табл. 11). Естественно, что образование дополнительного количества нитридов и карбидов в слое в процессе насыщения стали углеродом и азотом приводит к значительно меньшей величине зерна в слое.

В табл. 12 приведены результаты механических испытаний сталей 25ХГТ и 25ХГНМАЮ, предварительно обработанных на мелкое и крупное зерно. Анализ этих данных свидетельствует о том, что сталь с гарантированной прокаливаемостью насыщенного слоя во всех случаях обладает лучшим комплексом механических свойств.

В стали 25ХГТ обработка на мелкое зерно при обычных режимах цементации и нитроцементации приводит к снижению всего комплекса свойств из-за интенсивного развития внутреннего окисления (табл. 12). Однако, если специальными мерами удается избежать развития внутреннего окисления или уменьшить его вредное влияние (например, резким охлаждением в потоке воды или масла), то измельчение зерна приведет к повышению показателей свойств.

Таким образом, предварительная термическая обработка с измельчением зерна при химико-термической обработке может стать дополнительным резервом

Таблица 12. Влияние предварительной термической обработки на свойства стали после окончательной химико-термической обработки

Марка стали	Способ окончательной обработки	Режим предварительной обработки *	Диаметр зерна аустенита, мкм		$\sigma_{изг}$	$\tau_{кр}$	σ^{**}_{-1}	E^{***}, кгс·см
			в слое	в сердцевине	кгс/мм²			
25ХГТ	Цементация	Д	25	50	160 ±20	136	80	42
		В	9	24	161 ±13	137	76,5	38
	Нитроцементация	Д	8	24	189 ±16	135	96	—
		В	5	22	170 ±14	142	71	—
25ХГНМАЮ	Цементация	Д	22	62	214 ±19	170	70	73
		В	8,2	19	244 ±14	173	95	90
	Нитроцементация	Д	7,0	14	251 ±8	149	105	91
		В	5,3	10	263 ±9	150	112	125

* Режимы ПТО — в табл. 11.
** Предел ограниченной выносливости на базе $N = 5 \times 10^6$ циклов для симметричного изгиба с вращением.
*** Критерий выносливости (энергия удара) при ударно-усталостных испытаниях на базе $N = 5 \times 10^6$ циклов.

упрочнения только с учетом выбранного материала и технологии окончательной термической обработки.

Правильное использование предварительной термической обработки позволяет увеличить предел выносливости широкого круга сталей после цементации на 35%, доведя его до уровня 100 кгс/мм², а при нитроцементации на 15%. В последнем случае удалось достичь предела выносливости 115 кгс/мм² на базе 5×10^6 циклов, при этом ограниченная выносливость нитроцементованных образцов увеличивается на порядок. При ударно-усталостных испытаниях предел ограниченной выносливости растет еще больше.

Проведение предварительной термической обработки для измельчения размеров и равномерного распределения трудиорастворимых частиц избыточной фазы можно считать универсальным методом измельчения зерна как для кратковременной, так и для длительной окончательной обработок, в том числе для последующей цементации и нитроцементации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ассонов А. Д.** Современные методы термической обработки. М.; Машиностроение, 1964. 191 с.
2. **Ватлер, Друкер.** Предел текучести и микроструктура; сравнительный анализ перлитной и сфероидизированной сталей методами механики сплошных сред. — Прикладная механика, М.: Мир, 1973, № 3, с. 143.
3. **Бернштейн М. Л.** Термомеханическая обработка металлов и сплавов. Том I, 2. М.; Металлургия, 1968. 1171 с.
4. **Булгаков В. А., Кальнер В. Д., Юрасов С. А.** Методы уменьшения коробления и деформации деталей при термической обработке. — Вестник машиностроения, 1975, № 8, с. 75.
5. **Влияние** исходной структуры на деформацию шестерен при химико-термической обработке/В. Копыл, А. Ахантьев, М. Копыл, В. Курбатов. — Экспресс-информация — Технология автомобилестроения. Тольятти, 1976, № I, с. 36.
6. **Влияние** исходного структурного состояния на процессы рекристаллизации низкоуглеродистой и низколегированной сталей/В. К. Бабич, В. А. Пирогов, Б. Я. Дроздов и др. — В кн.; Термическая обработка металлов. М.; Металлургия, 1973, № 2, с. 46.
7. **Влияние** предварительной термической обработки на технологическую пластичность сплава ЭП742/Б. А. Ливанов, Н. С. Рахмаиов, В. И. Попов и др. — Кузнечно-штамповочное производство, 1977, № 2, с. 9.
8. **Влияние** режимов термической обработки на пластичность сталей для холодной высадки/Ю. М. Брунзель, К. Д. Потемкин, П. П. Рыбаков, Б. А. Моисеев. — Сталь, 1976, № 8, с. 750.
9. **Влияние** ускоренного охлаждения на механические свойства и микроструктуру толстых листов из низколегированных сталей/Н. Ф. Легейда, В. И. Балон, В. С. Носов и др. — В кн.: Термическая обработка металлов. М.; Металлургия, 1973, № 2, с. 35.
10. **Вульф А. М.** Резание металлов. Л.: Машиностроение, 1973. 496 с.
11. **Геллер Ю. А., Моисеев В. Ф., Улигов В. Н.** Термическая обработка для улучшения обрабатываемости сталей способом холодной деформации. — Изв. вузов. Машиностроение, 1974, № 9, с. 114.
12. **Голубев С. С., Ульшин В. И., Адеев В. М.** Исследование тонкой структуры малоуглеродистой стали после нормализации от температур межкритической области Ac_1 — Ac_3. — Металлофизика. Вып. 62, 1975, с. 78.
13. **Ерофеев Н. А., Гальченко Н. К., Янцев Г. И.** Влияние предварительного отжига на размер зерна аустенита литой стали 110Г13А. — В кн.: Организация и механизация процессов термической, химико-термической обработки и покрытия металлов. М.: НИИИнформтяжмаш, 1976, с. 11.
14. **Зуев Г. И., Непомнящий З. Х.** Применение двойной закалки для повышения пластичности литой штамповой стали. — В кн.; Порошковая металлургия. Вып. 1, Куйбышев, 1974, с. 156.
15. **Калинин А. Т., Тихонов А. К.** Термическая обработка на Волжском автомобильном заводе. — МиТОМ, 1973, № 9, с. 17.
16. **Кальнер В. Д.** Влияние предварительной обработки на прочность деталей. — МиТОМ, 1971, № 4, с. 41.
17. **Корнеева Н. Н., Клещев А. С., Юрина О. М.** Влияние гомогенизации на технологическую пластичность сплава ЭП698ВД. — Технология легких сплавов. Научно-технический бюллетень ВИЛСа, 1975, № 5, с. 53.
18. **Миняйло Т. Л., Петриченко А. М., Солнцев Л. А.** Исследование нормализации высокопрочного чугуна. — Технология и организация производства, 1974, № 1, с. 37.
19. **Наследование** упрочнения, сообщенного пластической деформацией, при полиморфных превращениях в железоникелевом сплаве/В. И. Зельдович, И. Г. Комарова, А. А. Попов, В. Д. Садовский — ФММ, Т. 44, Часть 1, 2, вып. 2. 1977, с. 294, 301.
20. **Определение** штампуемости стали для холодной высадки гаек/В. Я. Герасимов, В. М. Ригмант, В. Г. Вильде, З. Ф. Хнькина — Сталь, 1976, № 9, с. 845.
21. **Пильгук В. Е., Подгайский М. С., Харченко В. А.** Термическая обработка калиброванной низкоуглеродистой стали для холодной высадки. — Технология и организация производства, 1975, № 12, с. 42.
22. **Пильгук В. Е., Подгайский М. С.** Термическая обработка калиброванного металла из стали 08кп для холодной высадки. — В кн.: Термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1975, № 4, с. 89.
23. **Сазоиов Б. Г., Дроздова И. А.** Влияние нагрева на механические свойства предварительно закаленных сталей. — МиТОМ, 1976, № 7, с. 65.
24. **Турковнч В. Ф.** Обзор литературы по обработке материалов за 1966—1968 гг. — Труды американского общества инженеров-механиков. Конструирование и технология машиностроения. М.: Мир, 1972, № 2, с. 219.
25. **Хоникомб Р.** Пластическая деформация металлов. Пер. с англ. М.: Мир, 1972. 408 с.
26. **Шепеляковский К. З., Островский Г. А.** Влияние исходной структуры и скорости нагрева на начальное зерно аустенита в углеродистой доэвтектоидной стали. — МиТОМ, 1967, № 7, с 16.
27. **Einflußgroßen** für die mechanischen eigensc haften perlitischer stahle./J. Flugge, W. Heller, E. Stoltc, W. Dahl. — Arch. Eisenhüttenwesen, 1976, Bd. 47, 10, s. 635.
28. **Gladman T., Pickering F. B.** — J. Iron and steel inst., 1967, 205, numb. 6, p. 653.
29. **Handbook** ASTM, 1972, p. 4—5.
30. **Jonck R.** Gluhen auf beste umformbarkeit bei der kaltformgebung. — ZWF, 1974, 69, 1, s. 525.
31. **Kolinek** Edmond J. Applikation of metallurgical analysis to manufakturing problem. — SAE Prepr., 1976, 11, numb. 4, p. 17.
32. **Lesl**; W. C. et al. — Trans. Amer. Soc. Metals, 1954, V. 46, p. 1470.
33. **Roberts C. S.** et al. Relation of properties to microstructure. — ASM, 1954.

Глава 9

ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ И МЕТОДЫ ЕЕ ПРЕДУПРЕЖДЕНИЯ

Технологические процессы термической обработки деталей должны отвечать следующим основным видам требований: а) заданным изменением свойств материала при нормированной надежности результатов; б) сохранением, по-возможности, неизменными других свойств изделий: первоначальной геометрической формы, размеров и качества отделки поверхности (см. гл. 3).

Борьба с деформированием изделий принадлежит к числу конструкторских и технологических задач первостепенного значения. Деформирование при термической обработке затрагивает, как правило, интересы последующих технологических операций. Собственная трудоемкость операций, выполняемых в термических цехах, может быть относительно небольшой (порядка 2—4% от полной), но деформация, сопутствующая упрочнению, способна вызвать резкое возрастание трудоемкости механической обработки и увеличение неисправимого брака.

Конструкция изделия и технология требуют предсказания пределов вероятной автодеформации (результата автодеформирования [1]), с учетом которых размеры иногда могут быть заранее скорригированы, например при азотировании (рис. 1).

Эти данные используются также для установления величины технологических припусков на отделочные операции механической обработки.

В большинстве случаев необходимо принимать все доступные меры для подавления автодеформации технологическими средствами, иногда приходится заменять материал, корректировать конструкцию, или перестраивать весь технологический процесс изготовления изделия.

1. КЛАССИФИКАЦИЯ САМОПРОИЗВОЛЬНЫХ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ИЗМЕНЕНИЙ (АВТОДЕФОРМАЦИИ) ДЕТАЛЕЙ

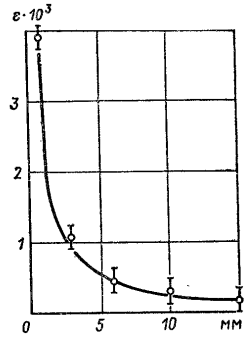
По геометрическому признаку различают следующие основные виды автодеформации:

1) изменение (увеличение или уменьшение) объема тела сопровождающееся пропорциональным изменением всех размеров; начальная и конечная фигуры сохраняют полное геометрическое подобие; происходящим при этом малым изменением кривизны поверхностей, вследствие изменения их радиусов, обычно можно пренебречь (например: подобные деформации шара, куба, сплошного диска);

2) искажение геометрической фигуры, характеризуемое изменением кривизны элементов фигуры и (или) их относительным угловым смещением; первый параметр применим в равной мере к осям и поверхностям (включая прямолинейные и соответственно плоские, или криволинейные), а второй описывает поворот одной части (или сечения) исходной геометрической фигуры относительно другой (например,

[1] Автодеформирование — явление и процесс самопроизвольного — в смысле непреднамеренного, не являющегося непосредственной целью технологического воздействия — изменения формы (размеров) обрабатываемого изделия или объема материала под влиянием внутренних факторов (структурное, напряженное состояние).

Рис. 1. Относительное изменение среднего радиуса втулок различной толщины из стали 40ХФА при азотировании. Температура процесса 520° С; толщина слоя 0,48 мм [11]:
—— — расчетная кривая; ○ — экспериментальные точки



винтообразное закручивание цилиндра или призмы вдоль продольной оси, изменение величины угла между полками профилей прокатного или гнутого сортамента и т. п.);

3) деформации, при которых отсутствуют признаки искажения, характерные для предыдущего вида, но не выполняется условие сохранения подобия форм: граничные поверхности фигуры смещаются без поворотов, но непропорционально расстояниям от центра или оси симметрии, или линейным размерам элементов; это обычное проявление анизотропии, например: превращение куба в параллелепипед, изменение соотношения длины (толщины) и диаметра цилиндра или диска, изменение соотношения линейных размеров пластины, полосы, листа и т. п.

2. ПРИЧИНЫ АВТОДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Причинами деформации могут быть высокие напряжения, изменения удельного объема сплава и физическое состояние материала, обусловливающее его податливость деформации в момент превращения.

Последние играют важную роль в механизме деформации во время термической обработки.

При качественной оценке характера деформации целесообразно учитывать следующее правило: все факторы, обусловливающие увеличение объема участка металла монолитной детали (нагрев; фазовые превращения, идущие с увеличением удельного объема), вызывают в нем сжимающие напряжения, а в остальной массе металла, сохранившей к этому моменту меньший удельный объем и сдерживающей расширение первой, соответственно — растягивающие напряжения — и обратно.

Классификация источников автодеформирования приведена в табл. 1.

Таблица 1. Примерная классификация источников автодеформирования металлических деталей при термической обработке *

Основные источники автодеформирования	Отдельные факторы, способствующие образованию автодеформации	Операция термической обработки		
		Закалка	Отпуск	Старение
Неравномерное тепловое расширение (сжатие) массы изделия при образовании неоднородного температурного поля	Технологические градиенты температуры между поверхностью и сердцевиной; возрастают вследствие:			
	а) различия масс отдельных частей изделия	+++	+	(+)
	б) различного соотношения между теплопередающей поверхностью и массой для разных частей	++	+	(+)

Продолжение табл. 1

Основные источники автодеформирования	Отдельные факторы, способствующие образованию автодеформации	Операция термической обработки		
		Закалка	Отпуси	Старение
	в) неодинакового качества поверхности отдельных частей, обусловливающего разную скорость теплопередачи	+		
	г) неравномерной или несесторонней подачи (отвода) теплоты	+++	+ (++)	+
	Особенности формы, препятствующие свободному, равномерному тепловому изменению размеров всех частей изделия	++	+ (++)	+
Температурная зависимость механических свойств материала	Разупрочнение с повышением температуры:	++	(++)	
	а) перераспределение напряжений, релаксация	++	++ (+)	+
	б) при недостаточной жесткости — деформации под действием собственного веса	+	(+)	
Фазовые (структурные) превращения в материале	Изменение удельного объема основы при фазовых переходах	+ (+++)	(+)	
	Образование новых фаз с отличающимся удельным объемом (или их растворение)	++	(+)	(+)
	Образование фаз с иными механическими свойствами	+ (++)		
	Кинетические изменения механических свойств при фазовых (структурных) превращениях	++ (+++)	+ (++)	(+)
Местное изменение химического состава	Изменение удельного объема поверхностных слоев в результате изменения состава	+ (++)		

* Условные обозначения: + умеренное проявление. ++ сильное проявление. +++ как правило, весьма сильное проявление указанного фактора. (+), (++), (+++) существенное в отдельных случаях.

3. ИЗМЕНЕНИЕ УДЕЛЬНОГО ОБЪЕМА СТАЛИ ПРИ ЗАКАЛКЕ И ОТПУСКЕ

Изменение линейных размеров (L) вследствие различия в начальном (V_0) и конечном ($V_к$) удельных объемах превращающегося вещества равно (в каноническом виде)

$$\frac{\Delta L}{L} = \frac{1}{3}\frac{\Delta V}{V_0} = \frac{1}{3}\frac{V_к - V_0}{V_0}.$$

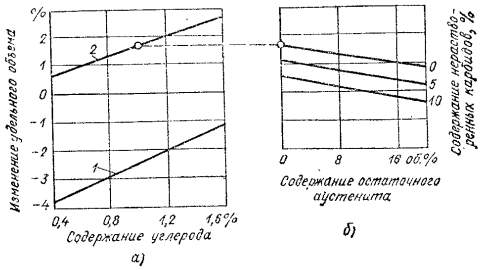


Рис. 2. Относительное изменение удельного объема при фазовых превращениях в углеродистой стали:

а — в зависимости от содержания углерода, при полностью завершенных фазовых переходах (исходный карбид — в зернистой форме); *1* — (Ф + К) → А (100%); *2* — (Ф + К) → А → М (100%); *б* — для стали с 1% С после закалки, при разном содержании нерастворенных карбидов и остаточного аустенита [24]

Если % С — среднее содержание углерода в стали (% по массе), $V_М$, $V_А$, $V_С$ — содержание мартенсита, остаточного аустенита и нерастворенных карбидов соответственно (об. %), % $С_{М,А}$ — действительное содержание углерода в мартенсите и остаточном аустените, при наличии $V_С$ (% по массе), то

$$\%С_{М,А} \cong \frac{\%С - 0{,}067V_С}{1 - 0{,}01V_С}.$$

В частности, изменение удельного объема после закалки

$$\frac{\Delta V}{V} = \frac{V_М}{100}\left(\frac{\Delta V}{V}\right)_М + \frac{V_А}{100}\left(\frac{\Delta V}{V}\right)_А.$$

Здесь $\left(\frac{\Delta V}{V}\right)_{М,А}$ представляет собой изменение удельного объема соответственно в случае полного превращения вида (Ф + К) → М, или (Ф + К) → А при содержании углерода соответственно % $С_{М,А}$; слагаемые — парциальные изменения удельного объема (рис. 2).

На рис. 3 показан знак размерных изменений различных сталей при закалке от температур, принятых при их промышленной термической обработке.

Имеется возможность некоторого уменьшения деформации изделий путем частичной компенсации возрастания удельного объема при мартенситном превращении увеличением содержания остаточного аустенита.

Наличие в структуре закаленной стали остаточного аустенита оказывает иногда благоприятное влияние на эксплуатационные свойства (см., например, [22]), однако повышение его количества не всегда допустимо из соображений размерной стабильности. Следует учитывать, что в ряде случаев может использоваться лишь первоначальное, технологически выгодное повышенное содержание остаточного аустенита: после отпуска, в особенности выше 200° С, его количество уменьшается при одновременном изменении соотношения удельных объемов.

Продолжение расчета по аналогичной схеме дает возможность определить относительные изменения удельного объема при отпуске; дополнительно учитывается содержание аустенита, сохранившегося после отпуска, а также температурная область распада последнего: при низком отпуске (примерно до 200° С) продуктами превращения будут низкоуглеродистый мартенсит и ε-карбид, при высоком — ферритно-цементитные структуры, обладающие различными удель-

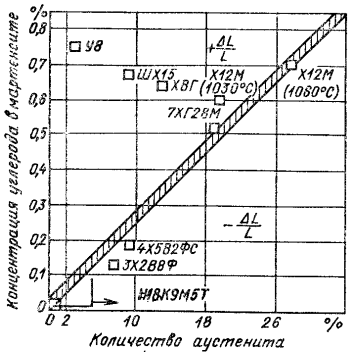


Рис. 3. Знак изменения линейных размеров различных сталей (образцы $d : l = 1 : 10$) при закалке на мелкое зерно в зависимости от концентрации углерода в мартенсите и содержания остаточного аустенита; стали с равномерным распределением карбидов (Ю. А. Геллер и В. П. Бримене [10])

ными объемами. Учитывается также ферритно-цементитная смесь, образующаяся при частичном распаде остаточного аустенита.

Влияние температуры отпуска на среднее значение автодеформации по сравнению с исходными размерами закаленных изделий из разных сталей неодинаково. Наибольшая деформация отмечается у высокоуглеродистой стали. Малые деформации свойственны высокохромистым сталям типа Х12. Незначительной (близкой к нулю) деформацией, мало зависящей, по-видимому, от условий отпуска, отличается сталь типа Х5. В некоторых случаях посредством изменения температуры отпуска можно добиться нулевой деформации, иногда на двух уровнях твердости. Общей тенденцией для инструментальных сталей указанных типов являются наименьшие значения относительной деформации после отпуска при температурах в интервале 200—250° С. При отпуске вблизи 300° С деформация быстро возрастает. Превращение 1% остаточного аустенита в отпущенной стали марки Х дает относительное увеличение длины $(1{,}5—3)\cdot10^{-5}$.

Подробные данные о различиях деформационного поведения инструментальных сталей разных видов приводятся Ю. А. Геллером [10].

4. АНИЗОТРОПИЯ АВТОДЕФОРМАЦИИ

Собственно металлургическая анизотропия автодеформации подобно общей анизотропии физических и механических свойств является следствием прежде всего неоднородности макро- и микростроения реального металла, в частности — в поковках и прокатном сорте, наличия ориентированной структуры, строчечности, локализованной разнозернистости, ориентированных карбидных включений и т. п. При прочих равных условиях, литые детали коробятся при термических операциях меньше деталей, изготовленных из деформированного металла; анизотропия автодеформации у них также проявляется слабее.

Как правило, образец удлиняется после закалки в направлении, параллельном строчкам карбидов, и сжимается в поперечном направлении. Эффект возрастает с относительным увеличением общей массы и укрупнением частиц карбидных фаз. В прокате и поковках микроскопическая карбидная неоднородность часто усугубляется макроскопической (наличием текстуры); в наружных слоях металла карбидная фаза мельче, в глубинных — крупнее. Соответственно анизотропия возрастает в сердцевине.

Методы ослабления этих эффектов:

а) все способы уменьшения строчечности (лучшая уковка заготовок; повышение температуры аустенитизации для более полного растворения карбидов; предварительные термические операции, направленные к той же цели, например диффузионный отжиг, и др.);

б) в отдельных случаях увеличение сечения сортамента стали, применяемого для вырезки заготовок, и выбор участков с меньшими градиентами величины и распределения карбидов;

в) замена типа применяемой стали.

Оптимальная структура стали при наличии карбидных фаз — мелкие равномерно распределенные частицы карбидов. Еще лучше структура без карбидов.

Структурные неоднородности материала могут вызывать также деформацию изгиба. Отмечено, например, своеобразное обратимое коробление крупных турбинных валов из стали с 0,3% С и 0,6% Мо [23]. Валы при нагреве изгибались, а после охлаждения снова выпрямлялись. При однородном химическом составе по сечению выявлена структурная неоднородность, вызванная предшествующей термической обработкой: на одной стороне по образующей имелся бейнит, на другой — перлит. Коэффициенты расширения этих структур в интервале от 20 до 300° С различаются на 3% ($13{,}04\cdot10^{-6}$ и $12{,}69\cdot10^{-6}$ соответственно).

5. ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ И РАЗМЕРОВ ИЗДЕЛИЙ

Классификация изделий по деформируемости. Рекомендуемая схема такой классификации приведена в табл. 2.

Основные классификационные факторы: общая характеристика формы изделий, сравнительная жесткость, размерная группа [4].

По главному признаку — характеру пространственного распределения массы — изделия разделяют на удлиненные, плоскостные и объемные (условно — одно-, двух- и трехмерные). Внутри данного класса и вида изделий их относительная жесткость зависит в основном от соотношения главных размеров. По этому признаку изделия разделяют на четыре основных категории жесткости. Причем к пятой категории жесткости, применяемой в необходимых случаях, могут относиться также изделия, в свободном состоянии не сохраняющие постоянной правильной формы, т. е. при отсутствии опор, получающие значительную упругую деформацию под действием собственного веса.

Количественная оценка технологической жесткости при деформациях изгиба. Физическое содержание критериев жесткости характеризуется тем, что изделия, обладающие одинаковым фактором жесткости, при прочих равных условиях получают одинаковую деформацию.

В качестве фактора жесткости А принимается величина обратного значения расчетного упругого прогиба. Если меньший размер изделия (размер поперечного сечения) d и больший размер (длина, диаметр диска, сторона пластины) L, то $A = d^n/L^m$.

Задача аппроксимирования сводится к выбору значений показателей степени n и m при поперечном и продольном размерах, наилучшим образом отражающих реальные условия. На основе проведенного анализа [4], принято:

для стержнеобразных изделий $A = d^3/L^3$.

для плоскостных изделий $A = d^3/L^4$.

При необходимости дальнейшего уточнения вводится эмпирический коэффициент $K = (l_2/l_1)^z$, где l_1 и l_2 — длины сравниваемых деталей, а показатель $z < 1$ (например, $z \cong 0{,}5$).

На основе практически сложившейся оценки сопротивляемости термическому короблению на номограммах рис. 4, *а* и *б* намечены граничные значения факторов жесткости для стержнеобразных и плоскостных изделий соответственно.

Ориентировочные значения факторов жесткости приведены в табл. 3.

Влияние формы дисков на их деформацию при закалке. У стальных дисков со сравнительно небольшим центральным отверстием, диаметр последнего может после закалки возрастать или уменьшаться — в зависимости от прокаливаемости материала. По мере относительного увеличения диаметра отверстия изделие постепенно переходит в группу кольцеобразных, для которых типичным является иной вид закалочного деформирования, т. е. возрастание обоих диаметров — наружного и внутреннего. При анализе общих закономерностей подобного вида в перспективе могут быть использованы методы математического моделирования. Так, например, для группы дисков из стали 40Х экспериментально установлены следующие зависимости (Ф. С. Новик, Е. М. Латаш и автор):

а) для дисков каждого диаметра D существует определенное значение толщины h, которой независимо от диаметра отверстия d отвечает наибольшее изменение наружного диаметра (ΔD);

б) при увеличении или уменьшении толщины дисков по сравнению с экстремальной ΔD довольно быстро понижается в обе стороны по одинаковому закону;

Таблица 2. Схема классификации обрабатываемых изделий по геометрическим признакам, оказывающим влияние на деформируемость при термических операциях

Геометрический класс изделий	Геометрический вид изделий	Примеры изделий различных категорий жесткости				
		1. Массивные	2. Повышенной жесткости	3. Средней жесткости	4. Малой жесткости	5. Весьма малой жесткости
Д Изделия удлиненной формы (стержнеобразные) (Один из размеров — длина — значительно превосходит размеры в поперечных сечениях)	Тела вращения (часто непостоянного диаметра по длине, но преимущественно с симметричными профилями поперечных сечений)	Плунжеры. Центровые оправки, гладкие и ступенчатые валики, оси. Прокатные валики. Цилиндрические фрезы. Цапфы. (Ориентировочное соотношение длины и диаметра $l : d < 5 \div 8$)	Сплошные (цельные) шпиндели, валы, оси, плунжеры, колонны прессов. Дыропробивные пуансоны. Хвостовые шестерни. Хвостовые фрезы. Шпильки, валики, оси приборов ($l : d \sim 10—12$)	Шпиндели расточных станков, борштанги, гладкие и ступенчатые валы, шлицевые валы, червячные валы, ходовые винты. Хвостовые шестерни. Протяжки, сверла, оправки. Оси приборов ($\sim 15—25$)	Те же детали, что в предыдущей категории жесткости, но при худшем соотношении $l : d$ ($\sim 30—40$)	Спицы, тяги, штанги ($l : d > 50$)
	Трубчатые изделия (круглых или других профилей)	Толстостенные плунжеры, пиноли, втулки, трубы, насадные червяки и другие детали сравнительно небольшой длины. (При небольшом соотношении $l : d$)	Полые толстостенные шпиндели, колонны станков. Переходные втулки. Червяки. Сварные трубчатые оребренные стойки и траверсы	Тонкостенные шпиндели, втулки, гильзы, втулки с зубчатым венцом. Цанги. Тонкостенные сварные колонны (стойки), траверсы. Цилиндры гидросистем, штоки	Особотонкостенные цилиндры. Трубы, штоки. Барабаны, обечайки. Трубчатые лонжероны	Витые цилиндрические пружины при значительном отношении $l : d$. Трубообразные тонкостенные емкости. Сильфоны
Условный термин — «Одномерные»	Изделия со сложным, часто несимметричным профилем поперечного сечения	Детали небольшой длины с несложным поперечным профилем	Ползуны. Короткие зубчатые рейки. Шатуны, качалки, педали	Короткие накладные направляющие планки станков, зубчатые рейки. Штриховые меры небольшой длины. Кулачковые валы. Цельные и сварные балки, стойки, рычаги, траверсы, кулисы. Протяжки, напильники	Клинья. Штоки с односторонним продольным пазом. Штриховые меры значительной длины (оптические линейки). Тонкостенные гильзы с односторонней зубчатой рейкой. Продольно-разрезные трубы и гильзы. Те же детали, что в предыдущей категории жесткости, но при худшем соотношении длины и размеров поперечного сечения	—
	Изделия, у которых один размер профиля поперечного сечения (ширина) значительно превосходит другой (толщину) (Уплощенные профили)	Различные детали машин, приборов и оснастки в форме массивных удлиненных плит. Короткие концевые меры длины [при $l \sim (0{,}5—3)\ b$ *]	Детали машин и оснастки, изготовленные из швеллерных и двутавровых прокатных профилей. Сварные и штампованные балки и траверсы. Разные детали машин и приборов	Изделия промежуточных типоразмеров	Длинные промышленные ножи (для гильотинных ножниц, для резки бумаги и пр.). Накладные направляющие планки, линейки. Плоские напфили. Узкие панели. Стенки лонжеронов. Рессорные пластины значительной длины	Полотна различных пил по дереву и металлу (ленточных, лучковых, ножевочных и пр.). Ленточные пружины значительной длины
П Плоскостные изделия. (Размер вдоль одной из пространственных осей — толщина — значительно меньше размеров в других направлениях)	Дискообразные изделия	Массивные зубчатые колеса. Матрицы, пресс-формы с неглубоким профилем. Круглые столы станков и приспособлений. Накатные ролики	Крышки цилиндров. Планшайбы, копиры, храповые колеса. Разные зубчатые колеса	Облегченные зубчатые колеса. Делительные диски. Копиры сложного профиля, мальтийские кресты специальных передач. Прорезные фрезы и дисковые пилы средней толщины	Тонкие делительные диски, диски фрикционных муфт. Циркулярные пилы, тонкие дисковые фрезы. Диища и диафрагмы емкостей (при малой толщине листа по сравнению с диаметром)	Тарельчатые пружины

Продолжение табл. 2

Геометрический класс изделий	Геометрический вид изделий	Примеры изделий различных категорий жесткости				
		1. Массивные	2. Повышенной жесткости	3. Средней жесткости	4. Малой жесткости	5. Весьма малой жесткости
щина — мал по сравнению с размерами в направлении двух других осей)	Плито-(листо-) образные изделия	Столы станков и приспособлений (если они не входят в последний вид этого класса). Подушки и опорные плиты штампов	Матрицы штампов резки (простого профиля)	Матрицы штампов резки (сложного профиля, ажурные или облегченные). Панели и платы приборов	Разные детали из тонколистовых материалов, плоские или малой кривизны	Те же детали, что в предыдущей категории жесткости, при малой по сравнению с габаритными размерами толщине листа. Тонкие плоские или изогнутые пружины. Лезвия безопасных бритв
Условный термин «двухмерные»	Кольцеобразные изделия	Кольца, маслоты, раскатные заготовки. Бандажи. Тяжелые шестерни без ступицы. Кулаки и другие массивные кольцеобразные изделия	Тяжелые зубчатые венцы. Кольца подшипников тяжелых серий. Фланцы. Круглые плашки (лерки) средних размеров	Облегченные зубчатые венцы с наружным и внутренним зубом. Насадные кольца. Тонкие кольца подшипников качения. Рамы систем карданного подвеса гироприборов	Тонкостенные зубчатые венцы крупных размеров. Поршневые кольца. Легкие бандажные кольца. Кольцевые детали турбореактивных двигателей. Разрезные шайбы	Трубчатые пружины манометров Бурдона. Ленточные спиральные пружины
	Изделия сложного контура и поперечного сечения (в том числе оребренные, полые)	Литые столы станков и приспособлений. Разметочные и поверочные плиты с односторонним оребрением	Литые, штампованные, сварные рамы различных машин, механизмов, станин, тележек. Подовые плиты нагревательных печей	Цельнометаллические элементы обшивки самолетов (литые, штампованные — с односторонним оребрением), Оребренные платы приборов	Те же детали, что в предыдущей категории жесткости, при худшем соотношении габаритных размеров и толщины листовых элементов	—
О Объемные изделия (размеры вдоль всех трех пространственных осей близки или отличаются не сильно)	Монолитные (цельные) изделия с относительно слабо развитой поверхностью (без полостей, без элементов, сильно выступающих за габарит основной массы или резко отличающихся между собой по толщине)	Разнообразные массивные детали машин, станков, механизмов (кронштейны, сухари, кулаки, цапфы, муфты, шары, крепежные детали и т. п.) Ковочные штампы	—	—	—	—
	Каркасные изделия (в которых масса невелика по сравнению с габаритными размерами, развитыми за счет сильно выступающих в разных направлениях более или менее ажурных элементов)	Наиболее массивные корпуса и станины машин, станков, приспособлений	Литые и сварные узлы, станины и разные элементы конструкции машин, станков, приспособлений, приборов	Разнообразные сварные детали и узлы машин и приборов	То же, детали, что в категориях жесткости 2 и 3, но при худшем соотношении габаритных размеров (или вылета выступающих частей) и толщины стенок и ребер	Наиболее облегченные детали приборов, в том числе элементы инерциальных систем
Условный термин — трехмерные	Полузамкнутые изделия (геометрические формы, существенно ограничивающие, но не полностью замыкающие внутреннюю полость)	Толстостенные литые и сварные станины и другие детали коробчатого типа	Коробчатые литые и сварные станины при средней толщине стенок. Цилиндры с днищем. Толстостенные полусферические заготовки сосудов и пр. Барабаны лебедок. Изделия соответствующих форм с внутренним подкрепляющим каркасом	Тонкостенные и литые сварные корпуса, станины, барабаны, обечайки, днища, панельные сварные конструкции (без внутреннего оребрения или с умеренным подкреплением)	Те же детали, что в предыдущей категории жесткости, при крупных размерах, наличии ослабляющих прорезей, отсутствии оребрения, весьма малой толщине стенок. Кожухи, обтекатели	Патрубки сильфонов
	Полые изделия (масса невелика по сравнению с объемом, ограничиваемым поверхностями изделия)	—	Толстостенные сосуды и баллоны высокого давления	Оребренные (каркасные), офлацованные емкости, замкнутые паельные конструкции	Тонкостенные сварные емкости. Поплавки.	Манометрические коробки

* С увеличением длины переходят в последующую категорию жесткости.

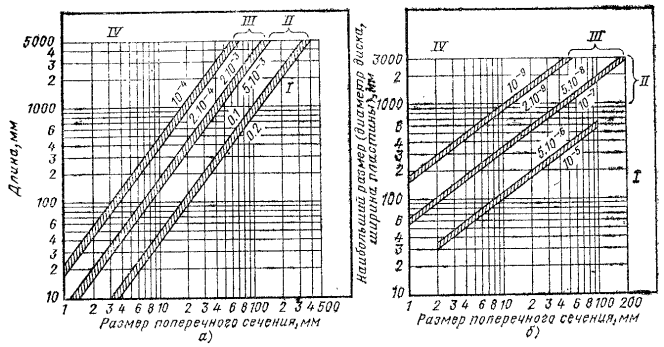


Рис. 4. Номограмма для классификации изделий по категориям технологической жесткости (цифры у полос — значения жесткости):

а — изделия удлиненной формы; *б* — плоскостные изделия; *I* — массивные изделия; *II* — изделия повышенной жесткости; *III* — изделия средней жесткости; *IV* — изделия малой жесткости

в) существует значение диаметра отверстия, при котором независимо от толщины дисков деформация по D является минимальной;

г) положение экстремумов неодинаково для дисков разных диаметров: с увеличением D они смещаются к меньшим значениям толщины и диаметра отверстия;

д) ΔD вообще сильнее зависит от толщины, чем от диаметра отверстия; зависимость ΔD от d быстро уменьшается с ростом толщины дисков; при $(h : D) > 0{,}3$ эта зависимость выражена слабо и значение ΔD минимально.

Некоторые практические рекомендации. Возможность и характер деформирования изделий при термической обработке должны учитываться, начиная с ранних стадий конструирования. От их понимания конструктором в большой мере зависят технологичность и качество будущих деталей. Некоторые рекомендации по этому вопросу даны ниже.

1. Поверхности изделия, ограничивающие участки массы, в которых может возникать существенное коробление, при выполнении термических операций должны, по-возможности, находиться в одинаковых или не очень сильно отличающихся условиях теплопоглощения и теплоотдачи, что предполагает, в частности, возможно бо́льшую симметрию распределения масс и сходное качество поверхности (одинаковые чистота механической обработки, площади рифления и т. п.).

2. Различия в массе и толщине смежных участков детали должны быть минимальными, переходы между ними — плавными.

3. Должна быть обеспечена максимально возможная технологичность по важнейшему признаку — конструктивной жесткости. При необходимости вводятся технологические разъемы, т. е. изделие расчленяется на меньшие, но более жесткие стыкуемые между собой части. Элементы, требующие упрочнения, желательно отделить от менее нагруженных (соединительных, несущих). Плоские

Таблица 3. Факторы жесткости

Граничная зона между категориями жесткости (см. табл. 2)	Стержнеобразные изделия ($A \cdot 10^3$)	Плоскостные изделия ($A \cdot 10^7$)
I—II	100—200	50—100
II—III	2—5	0,5—1
III—IV	0,1—0,2	0,01—0,02

или криволинейные тонкостенные поверхности требуют подкрепления утолщенными поясами или ребрами и т. д.

4. Число отверстий, канавок, пазов, шпоночных гнезд должно быть минимальным, расположение — симметричным; надрезы — неглубокими.

5. Принято считать правильным следующее приближенное распределение полей технологических припусков (допусков) на размеры термообрабатываемых деталей [14]:

а) при изготовлении детали, предназначенной для термической обработки, в механическом цехе может использоваться не более $^1/_3$ поля межоперационного припуска (допуска);

б) допустимые наибольшие изменения размеров во время термической обработки должны укладываться в остающиеся $^2/_3$.

6. Если технологическим процессом предусматривается термическая обработка (закалка, отпуск, старение) с применением жестких фиксирующих приспособлений, посадочные места для этой цели должны быть заранее учтены в конструкции деталей; кроме того:

а) должны быть установлены не слишком широкие допуски на межоперационные размеры изделий, согласующие относительное положение зажимных поверхностей (посадочных мест), выбранных для фиксирования формы (обычно не свыше $\pm 0{,}025$ мм);

б) примерно такие же допуски применяют при согласовании диаметров и соосности участков тел вращения значительной длины, которыми они укладываются на опорные ролики в призмы закалочных устройств;

в) допуск на биение изделия (например, при фиксации, как в предыдущем случае) — не свыше 0,05 мм.

В некоторых случаях приведенные правила требуют известного ужесточения межоперационных допусков на размеры детали до термической обработки; это компенсируется лучшим сохранением точности формы после термической обработки и соответственно облегчает и удешевляет отделочные операции.

7. На практике особые трудности для исправления повторной механической обработкой представляют следующие виды искажений формы:

овальность резьбовых отверстий;

изменение шага резьбы длинных винтов;

вспучивание плоских диафрагм, днищ, стенок;

продольное искривление (или образование эллипса из круглого поперечного сечения) трубообразных изделий;

относительные угловые смещения элементов сложных фигур.

Кроме того, припусками, предусмотренными на шлифовку отверстий, трудно исправить изменение межцентрового расстояния.

6. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕТОДОВ ФИКСИРОВАНИЯ ФОРМЫ ОБРАБАТЫВАЕМЫХ ИЗДЕЛИЙ

В отличие от способов свободной закалки и отпуска принудительное фиксирование формы, при соответствующем развитии метода и технологическом оснащении, может обеспечить весьма эффективное предотвращение формоизменения изделий.

Сравнительно недавно приобрели известность (под собирательным названием сверхпластичности) аномальные изменения некоторых свойств металлических материалов. В настоящее время различают две основные разновидности этих явлений:

1) так называемую микрозеренную сверхпластичность, проявление которой, в определенных условиях, возможно для ограниченного числа металлических материалов; их ведущая структурная характеристика следует из видового названия. Термин сверхпластичность характеризует способность к длительному течению под нагрузкой без локализации и разрушения (относительное удлинение может достигать, например, 2000%) и определяет технологическое использование этого свойства в процессах формообразования; в настоящей главе затрагивается лишь

Таблица 4. Условия проявления металлическими материалами аномальных изменений свойств [1, 2, 5—7, 12, 16, 18, 26, 27]

Фазовое или структурное превращение	Металлы и сплавы
Вид $\alpha \rightleftarrows \beta$	Ti, Co, Zr, U. Двухфазные латуни
При нагреве закаленных цветных сплавов (отдых, старение, эвтектоидный или эвтектический распад)	Al—Zn (в особенности эвтектоидного состава), Al—Ni, Al—Fe, Cu—Zn, Cu—Ni, Ni—Cr. Литейные и деформируемые сплавы АЛ2, АЛ9, АЛ19, АЛ24, Мл5, Д1, Д16, В95 и др.
При нагреве после механического наклепа	Cu, Al. Сплавы на основе Al с Mg, Cr, Ti
При рекристаллизации	Pb, Al. Хромоникельмолибденовые стали с 0,12 и 0,74% C
Вид $\alpha \rightarrow \gamma$	Разные конструкционные и инструментальные стали.
Вид $\gamma \rightarrow \alpha$ (в перлитной, трооститной, бейнитной областях)	Хромоникельмолибденовые стали с 0,12 и 0,74% C. Стали 18ХНВА, 30ХГСНА Сильхром (3% Si, 8% Cr)
Мартенситные превращения при разных температурах (вплоть до $-196°$ C), также — изотермические и при нагревании аустенита, переохлажденного до низких температур	Латуни ($\beta \rightarrow \beta_1$); Fe+30% Ni. Сплавы систем Fe—Cr—Ni (типа 10Х18Н8) и Fe—Cr—Mn (типа 15Х12Г18). Низкоуглеродистый сплав Fe—Cr—Ni—Co и безуглеродистый Fe—Ni—Mn. Стали 45, У8; цементованные; 15ХМ, 18ХГ, 20ХН, 20Х2Н2, 18Х2Н4ВА; 30ХГСНА, 38ХМЮА, 20Х13, 30Х13, типа ХНМ с 0,12 и 0,74% C, 09Х15Н8Ю, типа ШХ15, ХГ, ХВГ, Х12М, Х12Ф1, 7ХГ2ВМ, Р9, Р18, Р6М5
При нагреве закаленной стали (отдыхе, отпуске, старении)	То же, и стали У10А, У12А, 40ХНМА, 30ХГСА

весьма ограниченно — в целях правильного разграничения с кинетическими изменениями свойств;

2) кинетическую пластичность, рассматриваемую ниже.

При термической обработке с принудительным фиксированием формы используются закономерности кинетических изменений свойств (табл. 4).

1. Кинетические изменения свойств обладают высокой степенью инвариантности по условиям, характеру, области проявления. Они обнаруживаются при всех видах фазовых и структурных превращений и во всех видах металлических материалов, которые подвергаются этим превращениям (металлы, сплавы, отдельные составляющие).

2. Первым основным признаком кинетических изменений свойств материала служит существенное повышение показателей пластичности при воздействии внешних или внутренних деформирующих сил, обнаруживающееся во время протекания внутренних превращений.

3. Второй основной признак — одновременное понижение сопротивления пластическому деформированию, иногда — до значений, меньших предела упругости. Напряжение пластического течения не зависит от деформации, т. е. отсутствует деформационное упрочнение.

4. При кинетической пластичности, обусловленной только фазовыми превращениями, размеры зерен (вплоть до 1 см) несущественны; явление реализуется по фронту превращения.

5. Изменения обнаруживаются при всех видах механического нагружения: растяжении, сжатии, кручении, изгибе, при испытаниях на сопротивление ползучести, способности к релаксации, при разнообразных способах циклического нагружения и т. п.; направление изменений соответствующих свойств всегда отвечает пп. 2 и 3.

6. Указанные изменения свойств являются временными: они возникают лишь в момент внутреннего превращения и исчезают, как только данное превращение заканчивается, или приостанавливается по какой-либо причине. С этого момента восстанавливаются обычные значения свойств материала, присущие достигнутому (фиксированному) новому фазовому и структурному состоянию (с учетом фактических температур до и после превращения). В этом смысле можно называть рассматриваемые изменения свойств обратимыми.

7. Конкретный характер, интенсивность и длительность проявления изменений свойств для данного материала определяются видом и степенью реализации соответствующего фазового или структурного превращения, т. е. природой процессов, протекающих на атомном уровне.

Кинетическая картина изменений свойств синхронно и тождественно повторяет кинетические особенности хода ведущего превращения (или весьма близка к ним). (Иногда корреляция выражена несколько слабее лишь в области, ближайшей к началу превращения, что может быть также следствием различий в методиках отсчета).

При сопоставимых внешних условиях относительное количество пластической деформации, накопленной к определенному моменту времени, пропорционально относительной доле массы материала, претерпевшей данный фазовый переход или изменение структуры.

Максимальная пластичность достигается, по-видимому, для микрозеренной сверхпластичности в высокотемпературной области при (0,5—0,8) T_s, где T_s — температура солидуса (условия описаны впервые А. А. Бочваром); при мартенситных превращениях — в температурном интервале между $+(200—300)$ и $-(70 \rightarrow 190)°$ C.

8. Из п. 7 следует временная зависимость накопления под нагрузкой пластической деформации рассматриваемого вида.

Для более полной количественной реализации высокой пластичности — кинетической, и в особенности микрозеренной, скорость деформирования должна быть сопоставимой со скоростью процессов, контролирующих это явление.

Характеристикой (и признаком) сверхпластичности является высокая чувствительность материала к изменениям скорости деформирования, описываемая показателем степени m в выражении: $\sigma = k\dot{\varepsilon}^m$, где σ — приложенное напряжение, $\dot{\varepsilon}$ — скорость квазивязкого течения, k — коэффициент пропорциональности. Откуда: $m = \lg(\sigma_i/\sigma_0)/\lg(\dot{\varepsilon}_i/\dot{\varepsilon}_0)$, где σ_i и σ_0 — характеристики сопротивления деформации при скоростях деформирования соответственно $\dot{\varepsilon}_i$ и $\dot{\varepsilon}_0$. Для идеально вязких материалов (нагретое стекло) $m = 1$, для обычных материалов и сплавов $m = 0{,}1—0{,}2$. О выраженной сверхпластичности ориентировочно свидетельствует значение $m \leqslant 0{,}35$ (при максимальном значении m до 0,8).

Временные зависимости существенно важны при технологическом использовании эффектов кинетических изменений свойств, в частности — в рассматриваемой области применения (например, при отпуске).

9. Численные значения показателей микрозеренной сверхпластичности находятся в зависимости от геометрических параметров образцов — возрастают с увеличением размеров; не обнаружено зависимости показателей от концентраторов напряжений.

При кинетической пластичности, существенно меньшей по абсолютной величине, указанная выше зависимость от размеров не выявлена или мало заметна.

10. По сравнению с фондом данных о деформациях масштаб синхронного снижения прочностных характеристик, в особенности при кинетической пластичности, освещен менее подробно. Экспериментальные исследования выполнены

преимущественно при невысоких напряжениях в интервале ~1—2 (10^{-1}—10^{1}) кгс/мм², т. е. при различиях до двух порядков величины.

В указанных пределах обычно отмечается линейная зависимость пластической деформации от напряжения. В условиях термоциклирования под нагрузкой в интервале температур фазового перехода (распространенный метод исследования) деформация нарастает также по линейному закону вязкого течения.

11. Обобщенным критерием для прогнозирования интенсивности проявления определенным материалом, в выбранных условиях превращения, кинетических изменений свойств, может служить градиент метастабильности: разность между термодинамической устойчивостью исходного и конечного состояний системы, оцениваемая в соответствующих терминах (например, — изменение термодинамического потенциала). Одновременно должно учитываться механическое нагружение как дополнительный энергетический фактор.

При интерпретации проявлений рассматриваемых изменений свойств следует учитывать возможность участия важной зависимости [21]: в системах с высокими внутренними напряжениями небольшие внешние нагрузки могут оказывать непропорционально сильное влияние на потерю устойчивости, соответственно — напряжение течения и скорость деформирования.

7. ЗАКОНОМЕРНОСТИ КИНЕТИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ СТАЛИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

Эффективность использования кинетических изменений свойств в закалочных и отпускных устройствах зависит от соотношений масштабов их проявления, с одной стороны, и автодеформации изделий — с другой.

При весьма распространенной пластической деформации изгибом ее значения обыкновенно не сильно отличаются по порядку величины от упругих прогибов изделий данного вида. В связи с этим для ориентировочной оценки масштаба кинетической пластичности материалов в условиях термической обработки используется известное понятие о модуле пластичности [17] и вводится модуль кинетической пластичности

$$M^{*}_{\text{к.п}} = \frac{E}{1 + \frac{f_{\text{пл}}}{f_{\text{упр}}}},$$

где $f_{\text{пл}}$ — определяемая из опыта [9] пластическая составляющая полного прогиба; $f_{\text{упр}}$ — упругий прогиб (снимаемый при разгрузке).

Мартенситное превращение. При охлаждении до температуры $M_{\text{н}}$ изделий, находящихся под постоянным растягивающим напряжением, не превышающим предела текучести аустенита, вначале происходит тепловое сжатие; при фазовом превращении начинается интенсивное удлинение, т. е. проявляется эффект кинетической пластичности (рис. 5). Значения модуля кинетической пластичности при мартенситном превращении в разных сталях приведены в табл. 5.

Таблица 5. Кинетическая пластичность сталей при изгибе во время мартенситного превращения (по данным Ю. И. Жвинииса)

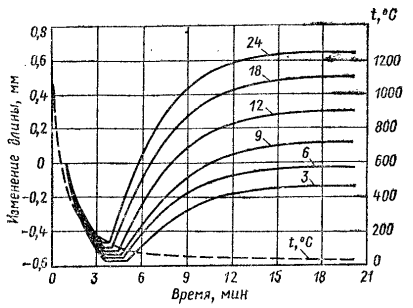
Марка стали	Режим закалки		$M_{\text{к.п}}$, кгс/мм²
	Температура, °С	Среда	
ХВГ	870	Масло	1900
Х12М	1025	»	2070
Х12М	1075	»	2250
Р9	1240	Воздух	2470
Р18	1280	»	2650
Р6М3	1220	»	2360
Р6М5	1230	»	2400

Значения модуля кинетической пластичности при обработке холодом некоторых сталей даны в табл. 6.

На рис. 6 и 7 приведена зависимость величины деформации и модуля

* Приведенное выражение $M_{\text{к.п}}$ уточнено совместно с Ю. И. Жвинисом и А. А. Станкусом.

Рис. 5. Кинетика изменения длины образцов стали Х12М при закалке под нагрузкой. Цифры у кривых — растягивающие напряжения, кгс/мм², (по данным Ю. И. Жвинниса, А. Э. Паварасса, Ц. И. Киселиускаса и автора)



кинетической пластичности при закалке стали Х12Ф1 от приложенного напряжения и степени мартенситного превращения, варьируемого путем изменения температуры аустенитизации. Влияние температуры закалки той же стали на деформации под напряжением при температурах ниже нуля показаны на рис. 8.

Уменьшение степени мартенситного превращения, вызванное стабилизацией аустенита, приводит к снижению степени пластической деформации (рис. 9).

Таблица 6. Модуль кинетической пластичности некоторых сталей при обработке холодом в зависимости от условий охлаждения

Марка стали	Условия опытов и степень превращения аустенита в мартенсит	$M_{\text{к. п}}$, кгс/мм²
Х12Ф1	Охлаждение с +20 до —196° С: а) при степени превращения аустенита в мартенсит ~80% б) при степени превращения до 40% (подробнее см. рис. 7) Изотермическое охлаждение при температуре, °С: —30 —50 —70	4000—5000 (в отдельных случаях до 3000) 15 000 3200—4000 ~ 2500 4000—5000
ХГ	Охлаждение с +20 до —196° С: а) при степени превращения 50—60% б) при степени превращения до 70%	2000—2500 1500—2000
09Х15Н8Ю	Изотермическое охлаждение при —65° С: а) вскоре после нормализации б) после 11—12 суток вылеживания Изотермическое охлаждение при —30, —50, —70° С	2000 2400 2200—2700
100ХНВА *	Охлаждение с +20 до —196° С; степень превращения 23—62%	1400—2800
Р18	Охлаждение с +20 до —196° С; степень превращения 11—13%	15 000—18 000

* Состав, отвечающий цементованному слою стали 18Х2Н4ВА.

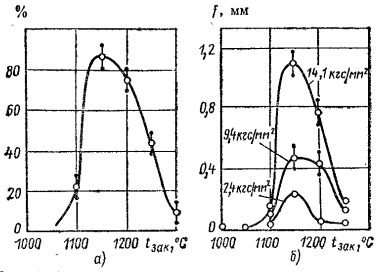


Рис. 6. Степень мартенситного превращения закаленной стали Х12Ф1 (*а*) и пластическая деформация (прогиб) образцов (*б*) при охлаждении под напряжением

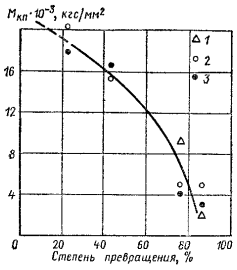


Рис. 7. Изменение эффективного значения модуля кинстической пластичности стали Х12Ф1 в зависимости от степени фазового превращения под напряжением:
1 — 2,4 кгс/мм²; *2* — 9,4 кгс/мм²; *3* — 14,1 кгс/мм²

Подробнее о кинетической пластичности при мартеиситных превращениях см. работы [2, 5, 7].

Отпуск. Зависимость пластической деформации некоторых высокоуглеродистых сталей от температуры и длительности отпуска под нагрузкой представлена на рис. 10—12. Как показывают эти данные, температура отпуска влияет значительно сильнее, чем выдержка. При этом следует иметь в виду, что значительная часть пластического эффекта реализуется уже во время прогрева и, затем, в первые минуты выдержки.

Обобщенная температурная зависимость эффективного относительного значения $M_{к.п}/E$ при отпуске закаленных сталей У12А, ХВГ, 7ХГ2ВМ показана на рис. 13.

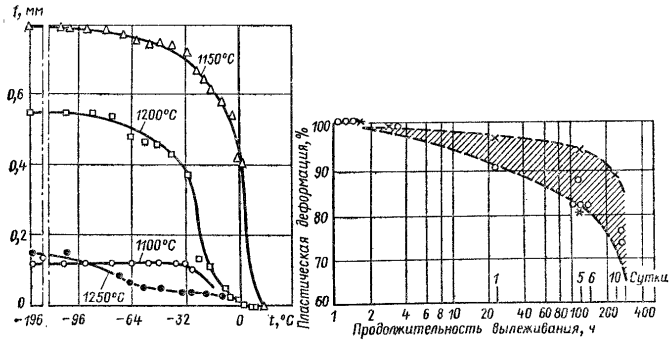


Рис. 8. Температурная зависимость пластической деформации изгиба закаленных образцов стали Х12Ф1 во время мартеиситного превращения остаточиого аустенита под напряжением (охлаждение в парах сжиженного азота). Цифры у кривых — температуры закалки

Рис. 9. Изменение пластической деформации закаленных образцов стали О9Х15Н8Ю при мартеиситном превращении при температуре ниже нуля под напряжением в результате частичной стабилизации остаточиого аустенита во время вылеживания при комнатной температуре

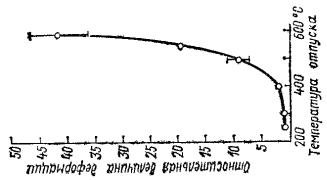


Рис. 10. Прогиб закаленных стальных образцов при отпуске под изгибающим напряжением 6,63 кгс/мм². (Быстропротекающая часть стадии накопления пластической деформации опущена)

Рис. 11. Температурная зависимость пластической деформации при отпуске под напряжением закаленной стали 30ХГСНА. Прогиб при отпуске 250° С принят за единицу

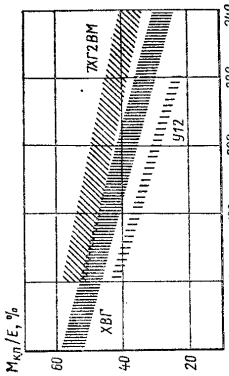
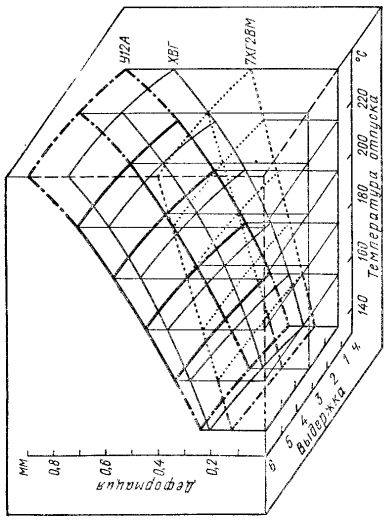


Рис. 13. Температурная зависимость относительной величины модуля кинетической пластичности высокоуглеродистых сталей при отпуске



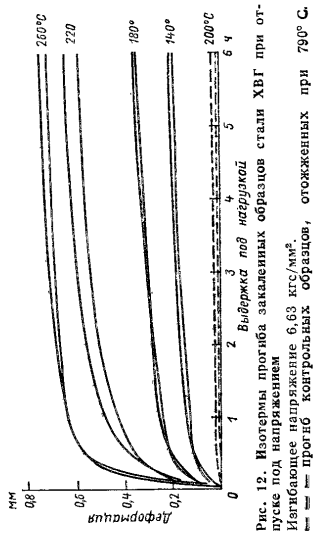


Рис. 12. Изотермы прогиба закаленных образцов стали ХВГ при отпуске под напряжением
Изгибающее напряжение 6,63 кгс/мм².
— — прогиб контрольных образцов, отожженных при 790° С.

Таблица 7. Значения модуля кинетической пластичности $M_{к.п}$ при отпуске под нагрузкой в зависимости от наличия предварительного отпуска (по данным Ю. И. Жвинпса)

Марка стали	Температура закалки, °С	Температура, °С, и число предварительных отпусков *	Температура отпуска, °С	$M_{к.п}$, кгс/мм²	$\frac{M_{к.п}}{E_t^{**}}$, %
45	840	—	200	12 450	67,7
		200×1		17 700	93,5
У8	800	—	200	9 750	53,8
		200×1		17 900	93,8
ХВГ	850	—	200	15 200	83,0
		200×1		19 050	97,9
Х12М	1025	—	200	13 200	71,9
		200×1		17 900	90,9
	1075	—	520	6 060	36,6
		520×2		13 050	73,6
Р18	1280	—	560	9 200	53,2
Р18	1280	560×1	560	14 500	81,5
		560×2		16 400	92,8
Р6М5	1230	—	560	8 470	51,3
		560×1		12 300	74,6

* Продолжительность предварительного отпуска 1 ч.
** E_t — модуль упругости стали при температуре отпуска.

Чем выше температура предварительного отпуска, тем меньше степень структурного превращения, а следовательно, и пластический эффект при окончательном отпуске под нагрузкой. Так, например, пластический эффект в стали 30ХГСНА хорошо выражен, при отпуске 250° С из закаленного состояния и существенно понижен после предварительного 4-часового отпуска при той же температуре (рис. 14). На рис. 15 и в табл. 7 показано это явление для ряда других сталей.

Некоторые практические указания. Фиксация формы отпускаемых изделий должна производиться до начала нагрева, иначе может быть утрачена значительная часть потенциально возможной кинетической пластичности. Это свойство проявляется максимально при первом отпуске и сильно снижается при последующих.

Если вторичное мартенситное превращение происходит в стадии охлаждения после отпуска, как в высоколегированных инструментальных сталях, этот период также может быть использован для подавления автодеформации, хотя и с меньшим эффектом.

Конструкция фиксирующих устройств и режим их включения могут оказывать существенное влияние на итоговую деформацию изделий. В особенности важно, чтобы эти устройства вносили, по-возможности, меньше нарушений в равномерность охлаждения при подстуживании, если оно применяется, и после включения подачи охлаждающей среды.

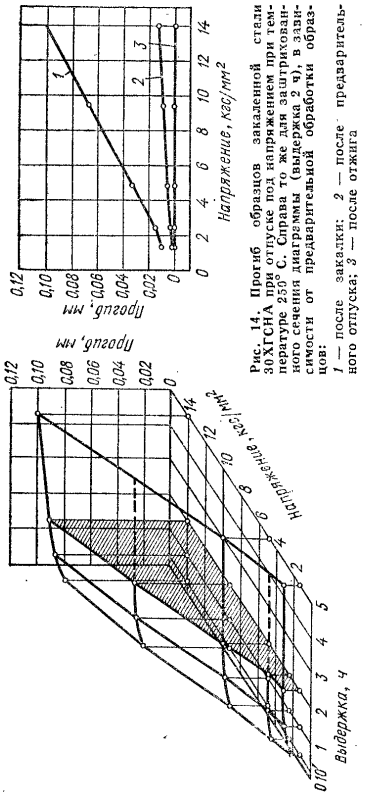


Рис. 14. Прогиб образцов закаленной стали 30ХГСНА при отпуске под напряжением при температуре 250° С. Справа то же для заштрихованного сечения диаграммы (выдержка 2 ч), в зависимости от предварительной обработки образцов:
1 — после закалки; *2* — после предварительного отпуска; *3* — после отжига

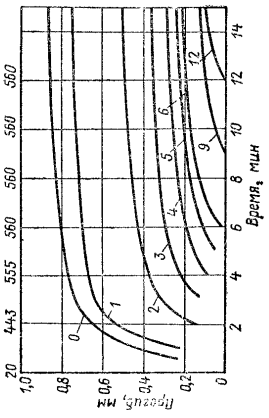


Рис. 15. Кинетика прогиба образцов закаленной стали Р6М5 в зависимости от момента приложения нагрузки $\sigma_и$ = 48 кгс/мм² в процессе отпуска при 560° С. Цифры у кривых — время (мин) от начала нагрева до момента приложения нагрузки (по данным Ю. И. Жвинпса)

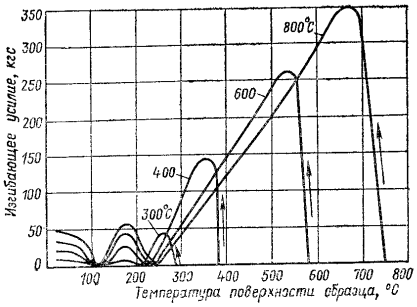


Рис. 16. Кинетика изменения изгибающего усилия при одностороннем охлаждении струей масла образцов стали Р18 (12 × × 12 × 100 мм) в зависимости от температуры (цифры у кривых) предварительного подстуживания на воздухе (по данным Ю. И. Жвиниса, А. Э. Павараска, Ц. И. Киселяускаса и автора)

Слишком раннее — по температуре и времени — зажатие изделия в фиксирующих устройствах может ухудшать результаты этого метода. Например, в первые секунды неравномерного (одностороннего) охлаждения тепловые изгибающие напряжения в образцах сталей 12Х18Н9Т, ХВГ и Р18 достигают значений 25, 30 и 36 кгс/мм² соответственно *, т. е. превышают значения предела текучести при температуре обработки. Значительная пластическая деформация, возникшая ранее достижения интервала превращений, может частично сохраняться после окончания обработки (выпуклость образцов в направлении ускоренного теплоотвода).

Фазовые превращения, начинающиеся затем в интенсивно охлаждаемых слоях, изменяют знак изгибающих напряжений; они протекают на фоне теплового сжатия и в условиях кинетической пластичности, вследствие чего напряжения частично релаксируют и не достигают значений тепловых (для упомянутых выше образцов из сталей ХВГ и Р18 — 18 и 8 кгс/мм² соответственно). После полного охлаждения такие образцы обычно остаются изогнутыми (выпуклыми) в сторону менее интенсивного теплоотвода.

Подстуживание закаливаемых изделий до их фиксации и включения интенсивного охлаждения (вблизи температуры $M_н$) снижает уровень напряжений и деформации (рис. 16). Например, для стали Р18 подстуживание до закалки на 500° С (с 800 до 300° С) уменьшает максимальное напряжение $\sigma_и$ с 30 до ~4 кгс/мм², т. е. в 7—8 раз (рис. 17).

С другой стороны, при слишком поздней фиксации формы утрачивается существенная доля возможной пластической деформации. Например, если изгибающая нагрузка прикладывается к закаливаемому образцу после образования 30—40% мартенсита, то прогиб после полного охлаждения в 3—5 раз меньше, чем при нагружении в начале превращения (рис. 18, табл. 8).

Зажатие изделия в фиксирующих устройствах следует осуществлять не позже момента образования 3—5% мартенсита и вести охлаждение в таком состоянии до образования его не менее 80—90%. Преждевременная выгрузка — на более ранних стадиях превращения — может сопровождаться усиленной деформацией.

Таблица 8. Кинетическая пластичность сталей в зависимости от степени фазового превращения реализованного под нагрузкой

Марка стали	Конечные значения $M_{к.п}$, кгс/мм², при степени превращения в момент приложения нагрузки, %								
	0	5	10	20	30	40	50	60	70
Х12М	2070	2250	2800	4000	5600	7300	9 200	11 700	14 700
Р18	2065	3000	3400	4800	6500	8400	10 500	12 600	15 200

* Данные Ю. И. Жвинниса, А. Э. Павараска и Ц. И. Киселяускаса.

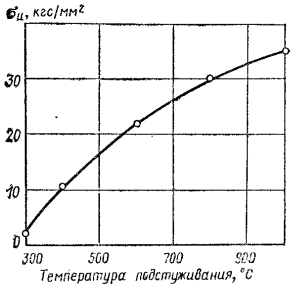


Рис. 17. Условные максимальные нормальные изгибающие напряжения в одностороне охлаждаемых образцах стали Р18 в зависимости от температуры предварительного подстуживания (по данным Ю. И. Жвиниса, А. Э. Павараска, Ц. И. Киселяускаса и автора)

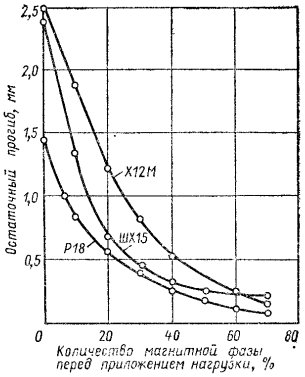


Рис. 18. Кинетическая пластичность стали ШХ15, Р18 и Х12М в зависимости от степени превращения, достигнутой к моменту приложения нагрузки. Изгибающие напряжения соответственно 10,4; 14,8 и 27,8 кгс/мм²

В случаях, когда кинетическая пластичность является основной причиной возникновения автодеформации или соответственно используется для фиксирования формы изделий, роль релаксационной составляющей деформации остается незначительной. Существуют и обратные ситуации. Одним из признаков слабого развития кинетической пластичности служат большие усилия, необходимые для удержания (восстановления) правильной формы изделия в процессе обработки (расчетные напряжения порядка нескольких десятков кгс/мм²).

8. ПРАВКА ДЕФОРМИРОВАННЫХ ИЗДЕЛИЙ

Технологические основы. В большинстве случаев правка сводится к изменению кривизны термообработанных изделий или их отдельных частей путем изгиба. Реже требуется правка кручением — в направлении против полученной закрутки. Линейное растяжение применяется в особых случаях.

При правке должны приниматься во внимание возможные эффекты последействия: самопроизвольное частичное восстановление искаженной формы правленого изделия — с течением времени или при отделочной механической обработке.

В принципе механическая правка — нежелательная операция при производстве высоконагруженных, а также точных изделий [1]. Если, однако, все же возникает необходимость правки, целесообразно учитывать следующие обстоятельства:

а) желательно, чтобы правка не выводила материал изделия за пределы области малых пластических деформаций. В качестве примера возможных предельных значений указывается [25] относительная деформация ε:

$$10\varepsilon_E < \varepsilon < \frac{\varepsilon_S}{10},$$

где ε_E и ε_S — относительные деформации при пределе упругости и условном пределе прочности соответственно.

[1] Вероятно, за исключением правки растяжением.

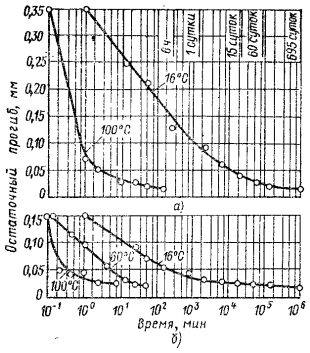


Рис. 19. Изменение пластичности при правке закаленных сталей Х12М (*а*) и Р18 (*б*) в зависимости от продолжительности и температуры предварительного старения (по данным Ю. И. Жвиниса)

Верхний предел может отвечать наибольшей деформации, при которой еще не получают заметного развития деформационное упрочнение и неоднородность распределения деформации в микрообъемах материала; за этим пределом начинается изменение ориентации направлений главной деформации в сторону осей главных напряжений и существенная локализация деформации. Численное значение максимальной относительной деформации в наиболее напряженных волокнах изгибаемого изделия при этом может составлять несколько процентов (согласно [25] принято, например, $\varepsilon_{max} = 3\%$);

б) наилучшие условия для правки — использование пернода кинетических изменений свойств; в случае правки в неоптимальном режиме, т. е. в условнях, когда отсутствуют внутренние превращения, автодеформация изделия может возникнуть вновь при последующем длительном вылеживании или при отпуске и составить до 20—90% величины пластического прогиба, полученного правкой [1];

в) проводить правку, по-возможности, непосредственно после закалки, так как первоначальное значение запаса кинетической пластичностн закаленных сталей снижается при вылеживании; например, пластический прогиб сталей У8, ХВГ, Х12М н Р18 при вылеживании в течение 6 ч снижается в 3,5—5 раз (рис. 19); при повышенной температуре (60°С) этот срок сокращается до 5 мин, а при 100°С — до 30—45 с, что объясняется диффузионным перемещением атомов углерода, закреплением их в дислокациях и снижением подвижности последних; применение перед холодной правкой предварительного отпуска или промывки закаленных изделий в горячих средах существенно затрудняет правку; снижение запаса кинетической пластичности в начальном периоде вылеживания повышения прочности не вызывает; имеет место даже некоторое уменьшение прочности [10], что повышает опасность хрупкого разрушения во время правки [2];

г) пластический прогиб, достигаемый в результате правки (до отпуска), нередко должен быть больше величины закалочного прогиба (так называемая правка с перегибом), например:

на 20—25% для сталей 45; У8; ХВГ; Х12М, если последующий отпуск будет проведен при 200° С;

на 45—55%, если отпуск будет проведен при 350° С (сталь ХВГ) или при 560° С (сталь Р18) [3];

д) при обработке сталей, обладающих низкой вязкостью, типа высокоуглеродистых высоколегированных инструментальных, чрезмерно высокне усилия фиксации (правки) могут вызывать на растягиваемой стороне профиля возникновение поперечных краевых надрывов [4]; на быстрорежущих сталях это обнаружено при условных максимальных нормальных растягивающих напряжениях изгиба более 7—8 кгс/мм², на стали Х12М — прн 45—50 кгс/мм²; столь жесткие условия

[1] Данные Ю. И. Жвиниса, А. Э. Павараса и автора.

[2] Приведенные положения могут нуждаться в корректировании в случаях правки изделий из сталей высокой твердости и низкой пластичности — не объемным деформированием (изгибом), а методом поверхностной вытяжки (ударная чеканка) в холодном состоянии. При этой, вообще нежелательной операции, предварительный отпуск может быть целесообразным.

[3] Данные Ю. И. Жвиниса, А. Э. Павараса.

[4] Данные Ю. И. Жвиниса, А. Э. Павараса и Т. В. Ткаченко.

правки при отпуске практически весьма редки; если в них встречается необходимость, внимание должно быть обращено на совершенствование условий закалки; на сталях 45, У8 трещины не возникают вплоть до разрушения изделия. Для обычных конструкционных сталей этот вопрос также не актуален.

Влияние правки на механические свойства. Масштаб действительной локальной пластической деформации материала деталей в условиях производственной правки и ее последействия показаны на примерах, приведенных ниже.

Было установлено, что местное удлинение поверхностных волокон выправляемых длинномерных деталей из стали 30ХГСА находится преимущественно в пределах 2—7%, при отдельных отклонениях до 10%. В деталях из стали 30ХГСНА модальные значения удлинения приблизительно равны 17—18%. Влияние таких локальных деформаций, воспроизведенных в образцах для испытания механических свойств, характеризуется следующими данными.

Сталь 30ХГСА ($\sigma_в = 130$ кгс/мм²) при повторном растяжении с частотой 2000 цикл/мин неправленных плоских образцов обладает сопротивлением усталостному разрушению $\sigma_{-1} = 72$ кгс/мм². Изгиб и правка снижают σ_{-1} до 50 кгс/мм², т. е. на 30%. При меньшем значении прочности той же стали ($\sigma_{-1} = 58$ кгс/мм²) она снижается после изгиба и правки до 48 кгс/мм² (на 17%).

При $\sigma_в = 140$ кгс/мм² и малоцикловом (8—10 цикл/мин) растяжении $\sigma_{-1} = 112$ кгс/мм², а после правки (до или после отпуска) σ_{-1} понижается до 84,5 и 95—98 кгс/мм² (на 24 и 12—15% соответственно).

Для стали 30ХГСНА при уровне прочности 170—180 кгс/мм² сильная правка (локальная деформация порядка 10%) снижает сопротивление усталостному разрушению на 40—45%, при малоцикловом нагружении — на 28%.

При умеренной правке образцов стали 30ХГСНА кручением (после соответствующей деформации) не выявлено снижения σ_{-1}. Однако наложение такой же правки (закрутка 3—5°) на образцы, предварительно правленные изгибом, дополнительно ухудшает ранее показаиные результаты еще на 10—15%.

Приведенные данные указывают на необходимость принятия мер предосторожности прн правке ответственных нагруженных изделий, т. е. ограничения максимальной локальной пластической деформации материала. Это осложняется, однако, трудностью технического регламентирования режима правки: обычно процесс неуправляем. Затруднен также контроль вероятного последействия, так как не существует объективных критериев для того, чтобы установить, подвергалась лн данная деталь правке в допустнмом или недопустимом режиме.

9. АВТОДЕФОРМАЦИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Источнки остаточиых напряжеиий. Остаточные напряження различают по происхождению: усадочные (в отливках); тепловые и (или) структурные; напряжения, возникающне в результате наклепа; возникающие в связи с химическим нлн электрохнмическим воздействием на поверхность изделий (например, при химическом или электрохнмическом образованнн формы, электрополировании, антикоррознонной обработке и др.).

При одинаковом нлн сравнимом внешнем воздействии остаточные напряжения обнаруживают зависнмость от свойств материала: понижаются с уменьшением коэффициента усадкн при затвердевании расплавленного металла, модуля упругости, предела текучести, коэффициента линейного расширения, в особенности в температурном интервале перехода от пластической деформацнн к упругой. Эти напряжения понижаются также с увеличением структурной однородности по сечению детали, с уменьшением релаксацнонной стойкостн, теплостойкости, температуры рекристаллизации, и с уменьшением различия в удельных объемах твердого раствора и вновь образующихся или выделяющихся из него при охлаждении вторичных фаз.

Понижение скорости охлаждения деталей в нитервале мартенситного превращення существенно понижает внутренние напряжения, например, при переходе от воды к маслу отмечено уменьшение напряжений в 4—6 раз, от воды к воздуху — до 10 раз, от масла к горячим средам — в 3—4 раза и т. д. Закалочные напряже-

ния повышаются в результате перегрева обрабатываемой детали и возрастают с увеличением размера зерна.

Напряжения после упрочняющей термической обработки по сравнению с остаточными напряжениями после отливки деталей значительно выше, например, для деталей из силумина разница составляет 5—10 раз. Для того же материала напряжения после закалки превосходят напряжения, возникающие вследствие наклепа после обработки резанием, в 20—25 раз. В стали с содержанием углерода 0,3% после закалки в воде измерены напряжения до 80 кгс/мм², в литейных деформируемых алюминиевых сплавах — порядка 18—22 кгс/мм² и т. п.

Влияние остаточных напряжений может проявляться уже при хранении изделия в изотермических условиях, без нагрузки. При эксплуатационном нагружении изделия размерные изменения протекают под действием суммарного поля напряжений — остаточных и возбуждаемых внешними силами, — включая изменение температурного режима. При этом важны соотношения между пиковыми величинами и знаками остаточных (а также суммы: остаточные + действующие) напряжений и прочностными свойствами материала, в том числе — сопротивлением малым пластическим деформациям. Повышение прочностных свойств может быть одним из путей обеспечения постоянства размеров прецизионных изделий.

Опасность сохранения высоких остаточных напряжений для постоянства размеров детали, помимо возможных формоизменений при релаксации, обнаруживается сильнее, если их равновесие в металле нарушается операциями механической обработки.

В отличие от напряжений, вызванных действием внешних нагрузок и исчезающих при разгружении, остаточные внутренние напряжения, после того как они однажды возникли в материале детали, могут быть устранены только в результате пластической деформации. При свободном отпуске детали без фиксации формы лишь в редких случаях может выполняться условие релаксации $\varepsilon_{упр \to 0} + \varepsilon_{пласт} =$ = const; практически почти всегда после такого отпуска или старения напряженная деталь хотя бы немного изменяет свои размеры (реализуется релаксация при ползучести). При назначении промежуточных отпусков между операциями предварительной и отделочной механической обработки сложных высокоточных деталей (для стабилизации их конечной формы) должны быть предусмотрены достаточные припуски для последующих финишных операций.

Автодеформация после термической обработки с принудительным фиксированием формы и после правки. Сложное механическое состояние материала при термической обработке изделий под напряжением в сочетании с разнообразием встречающихся фазовых состояний может вызывать технологическое последействие, т. е. изменение размеров при последующих механических операциях или вылеживании.

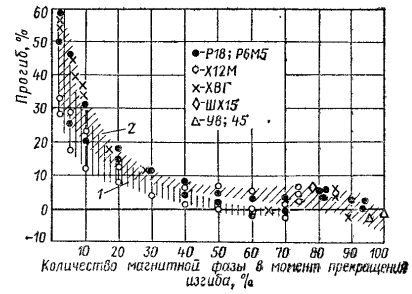
Деформационной наследственности после закалки способствует преждевременное снятие напряжения, в особенности на ранних стадиях превращения (например, при 10—20% мартенсита). Автодеформация в свободном состоянии продолжается после этого нередко в первоначально заданном направлении (изгиб, растяжение, сжатие) до завершения мартенситного превращения (иногда и далее). Если нагрузка была снята при большем содержании мартенсита (порядка 40—60%) направление свободной деформации может оказаться противоположным. В обычных случаях, когда фиксация закаливаемого изделия продолжается достаточно продолжительное время, деформационное последействие невелико (на образцах 1—2% от пластической деформации, реализованной под нагрузкой). Последующий отпуск — в особенности при наличии остаточного аустенита (например, больше 10—12%) — несколько форсирует эти изменения, которые суммируются (рис. 20) с предшествующими (в тех же направлениях).

При отсутствии или малом содержании остаточного аустенита изделия при свободном отпуске слегка автодеформируется против правки, производившейся при закалке.

Во всех случаях наблюдается линейная зависимость конечной деформации от величины действовавших напряжений (рис. 21).

Рис. 20. Изменение прогиба образцов сталей в зависимости от степени превращения, достигнутой при закалке к моменту снятия нагрузки; $\sigma_и$ = 7,1 — 50 кгс/мм² (по данным Ю. И. Жвиниса):

1 — при последующем охлаждении в свободном состоянии; *2* — при отпуске (200—500° С)



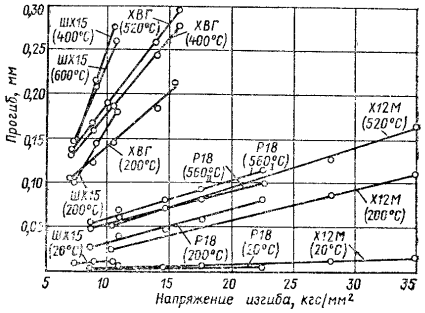


Рис. 21. Влияние величины изгибающего напряжения при закалке на прогиб образцов при последующем отпуске. Содержание немагнитной фазы после закалки 18,5—22,5%. Марки стали и температуры отпуска указаны на диаграмме (по данным Ю. И. Жвиниса)

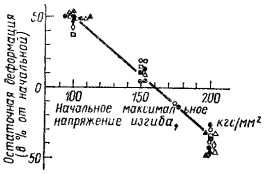
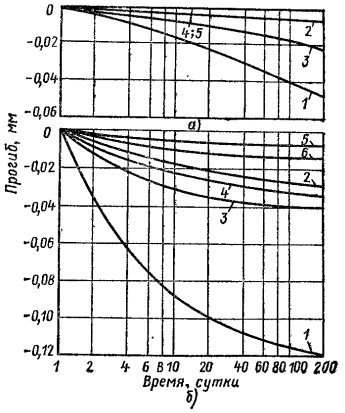


Рис. 22. Стабилизация формы упругоизогнутых пластин закаленной стали 30ХГСА посредством отпуска при 250°С в фиксирующем приспособлении

(для пластин толщиной 2 и 5 мм; выдержка при отпуске соответственно 2 и 5 ч; закалка в масле и изотермическая — в расплавленных солях)

Рис. 23. Кинетика последействия — уменьшения остаточного прогиба образцов во время вылеживания при комнатной температуре. Образцы деформированы (по данным Ю. И. Жвиниса):

а — при нагреве на отпуск; *б* — при охлаждении от температуры отпуска; *1* — сталь Х12М ($t_{зак}$ = 1075° С); *2* — Х12М ($t_{зак}$ = 1025° С); *3* — Р18; *4* — ХВГ; *5* — У8; *6* — 45



Для сведения описываемых явлений к минимуму рекомендуется не превышать необходимой величины фиксирующих усилий и обеспечивать под нагрузкой достаточное развитие фазового превращения.

При отпуске под напряжением закаленной углеродистой или среднелегированной стали деформационное последействие всегда направлено против правки, т. е. к некоторому (как правило, умеренному) восстановлению первоначальных геометрических несовершенств. Эта тенденция уменьшается с повышением температуры отпуска.

Последействие, наоборот, усиливается, если отпущенные под напряжением и выправленные изделия вновь подвергаются нагреву в свободном состоянии, например вторичному отпуску, в особенности, если температура вторичного отпуска превышает температуру первоначального. Направления формоизменений обычно повторяют (с обратным знаком) все виды принудительного деформирования: растяжение, сжатие, изгиб.

Картина вторичных автодеформаций усложняется в сталях, содержащих метастабильный аустенит, в особенности, если он подвергается вторичному мартенситному превращению при охлаждении после отпуска.

Описанные явления следует учитывать в технологии отпуска. Нередко для этой цели применяют так называемую правку с перегибом, например, фиксацию изделия в отпускном приспособлении с обратным изгибом на бо́льшую величину, чем непосредственно требуется для устранения закалочного прогиба. Количественные соотношения определяют экспериментальным путем (рис. 22). Длительное непостоянство размеров (рис. 23) может требовать введения специальных стабилизирующих операций [3, 7, 8, 19].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Бочвар А. А., Свидерская З. А.** Явление сверхпластичности в сплавах цинка с алюминием. — Известия АН СССР, ОТН, 1945, № 9, с. 821.
2. **Воробьев В. Г.** Аномальные изменения свойств металлических материалов (Сверхпластичность, Кинетические изменения свойств). — В кн.: Прогрессивные методы термической и химико-термической обработки. М.: Машиностроение, 1972, с. 79.
3. **Воробьев В. Г., Локшин И. Х.** Термическая стабилизация размеров точных металлических деталей. Передовой научно-технический и производственный опыт. Термическая и химико-термическая обработка металлов, вып. 10. М.: ГОСИНТИ, 1962, 48 с.
4. **Воробьев В. Г.** Метод классификации изделий при выборе способов уменьшения закалочного коробления и стабилизации размеров после термической обработки. — В кн.: Металловедение и термическая обработка, вып. 4. М.: Машгиз, 1966, с. 57. (ЦП НТО Машпром).
5. **Воробьев В. Г.** О временном изменении механических свойств в период протекания внутренних превращений. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1958, № 3, с. 35.
6. **Воробьев В. Г.** О пластичности закаленных сталей при мартенситном превращении ниже нуля. — Известия АН СССР. Сер. Металлургия и горное дело. М., 1964, № 1, с. 129.
7. **Воробьев В. Г.** Проблемы термической обработки в современном прецизионном станкостроении. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1969, № 5, с. 66.
8. **Воробьев В. Г.** Стабилизация размеров стальных деталей прецизионных станков. — В кн.: Технология механической обработки и сборки в прецизионном станкостроении. М.: Машиностроение, 1970, с. 150.
9. **Воробьев В. Г.** Установка для исследования кинетики изменения свойств металлов и сплавов при внутренних превращениях. — Заводская лаборатория, 1967, т. 33, № 5, с. 629.
10. **Геллер Ю. А.** Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1975. 584 с.
11. **Зотьева А. С., Коцюбинский О. Ю.** Прогнозирование деформации при азотировании. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1977, № 11, с. 67.
12. **Кайбышев О. А.** Пластичность и сверхпластичность металлов М.: Металлургия, 1975. 279 с.
13. **Мурзин В. А., Пономарев В. П.** Изменение размеров зубчатых колес при газовой цементации и закалке. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1975, № 3, с. 31.
14. **Мурзин В. А., Пономарев В. П.** О разделении служебного допуска закаленных шестерен по операциям механической и термической обработки — Металловедение и термическая обработка металлов, 1976, № 3, с. 27.
15. **Паварас А. Э., Жвинис Ю. И.** Пластичность быстрорежущих сталей во время превращения при закалке и при отпуске. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1972, № 12, с. 32.
16. **Пресняков А. А.** Сверхпластичность металлов и сплавов. Алма-Ата: Наука, 1969, 210 с.
17. **Расчеты** на прочность в машиностроении/С. Д. Пономарев, В. Л. Бидерман, К. Л. Лихачев и др. Т. 2. М.: Машгиз, 1958, с. 680.
18. **Сверхпластичность** металлических материалов/М. Х. Шоршоров, А. С. Тихонов, С. И. Букат и др. М.: Наука, 1973. 217 с.
19. **Хенкин М. Л., Локшин И. Х.** Размерная стабильность металлов и сплавов в точном машиностроении и приборостроении. М.: Машиностроение, 1974. 255 с.
20. **Чебурков А. К.** Изменение размеров деталей при термической обработке. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1965, № 7. с. 55.
21. **Cottrell A.** The mechanical properties of matter. Wiley, 1964, p. 338.
22. **Diament A., El Haik R., Lafont R., Wiss R.** Rapports XY^{e} Colioque International pour l'etude des Traitements Thermiques, Caen, 29—31 Mai, 1974. 480 p.
23. **Ebeling D. G.** Dimensional instability of turbine shafts. — Metal Progress, 1957, v. 72, № 3, p. 184.
24. **Lement B. S.** Distortion in tool steels. Metals Handbook. ASM. Cleveland, USA. 8th ed., 1961
25. **Němec J.** Rigidity and strength of steel parts. Academia. Publishing House of the Czechoslovak Academy of Scienses. Prague, 1966. 877 p.
26. **Weiss V., Kot R.** Superplasticity. Proc. GYRP Conf., Detroit, Mich., USA, 1967.
27. **Weiss V.** Superplastizität. — Metals, 1969, Heft 12, S. 1264.

Глава 10

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ ПРИ ИНДУКЦИОННОМ НАГРЕВЕ

Все детали, подвергаемые упрочняющей термической обработке, можно разделить на две группы.

К первой относятся детали, работающие главным образом на износ. В этом случае упрочняющая термическая обработка должна обеспечить лишь необходимые свойства поверхностного слоя (твердость, износостойкость и т. п.).

Ко второй группе относятся детали, испытывающие при работе значительные нагрузки: растягивающие (сжимающие), изгибающие, крутящие, контактные. Такие детали в свою очередь можно разделить на два класса.

К первому классу относятся детали, в процессе эксплуатации нагружаемые на растяжение и сжатие. В них напряжения от рабочих нагрузок распределяются по сечению более или менее равномерно. Поэтому для этих деталей применяют сквозную закалку и отпуск.

Ко второму классу, наиболее многочисленному, относятся детали, работающие на изгиб или кручение, либо при высоких контактных нагрузках. В них напряжения от прилагаемых рабочих нагрузок максимальны на поверхности и близки к нулю в центре поперечного сечения (рис. 1). В этом случае работоспособность детали обеспечивается при соблюдении условия, что во всех точках поперечного сечения детали предел текучести $\sigma_{0,2}$ превышает напряжение от рабочей нагрузки $\sigma_р$

$$\sigma_{0,2} > \sigma_р. \qquad (1)$$

Сопоставление распределения по сечению напряжений от рабочих нагрузок и предела текучести материала при поверхностном упрочнении деталей (рис. 1, *б*) показывает, что для обеспечения работоспособности детали, т. е. для удовлетворения условия (*1*) при данной рабочей нагрузке (изображаемой прямыми линиями *4* и *5*) необходимо правильно выбрать параметры, характеризующие характер и уровень упрочнения материала детали. К таким параметрам относятся уровень прочности материала на поверхности детали (точка *6*); глубина упрочненного слоя (кривые *6—8—9* и *6—8—10* изображают упрочнение с относительно тонким слоем, а кривая *6—7*, упрочнение с относительно глубоким слоем); степень упрочнения сердцевины (значения предела текучести в точках *7* и *10* соответствуют относительно низкой степени упрочнения сердцевины, а в точке *9* — повышенной прочности сердцевины).

Из рис. 1, *б* видно, что одинаковую, сравнительно высокую степень упрочнения, достаточную для работы при повышенных нагрузках (прямая *4*), можно получить, применяя либо относительно тонкий слой высокой прочности и сердцевину с повышенной прочностью, например улучшенную (кривая *6—8—9*), либо неупрочненную, например нормализованную сердцевину, и более толстый, чем в первом случае, слой высокой прочности (кривая *6—7*). С другой стороны, при относительно тонком слое высокой прочности и неупрочненной (например, нормализованной) сердцевине (кривая *6—8—10*) в сечении детали создается зона пониженной прочности *А—А*, где условие (1) для нагрузки *4* не выполняется. В связи с этим при распределении предела текучести по кривой *6—8—10* деталь работоспособна лишь при уменьшенной внешней нагрузке, соответствующей прямой *5*.

Таким образом, для деталей, работающих на изгиб или кручение, сквозное упрочнение сечения деталей на высокую прочность не является обязательным.

При всех методах поверхностного упрочнения (при цементации, азотировании, поверхностной закалке, поверхностном пластическом деформировании) в упрочненном слое создается благоприятная эпюра остаточных напряжений I рода (сжатие в поверхностных слоях до 30—60 кгс/мм²), в то время как при сквозном упрочнении эпюра остаточных напряжений является неблагоприятной (отсутствие напряжений сжатия в лучшем случае и растягивающие напряжения на поверхность деталей — в худшем).

Как известно остаточные напряжения, имеющие в поверхностных слоях знак сжатия, существенно повышают усталостную прочность деталей машин, уменьшают их чувствительность к концентраторам напряжений и увеличивают контактную прочность.

Таким образом, для упрочнения тяжелонагруженных деталей машин, нагружаемых в процессе эксплуатации на изгиб или кручение, наиболее целесообразным является использование не сквозного упрочнения, а поверхностного.

В частности, как будет показано ниже, правильное применение поверхностной закалки взамен сквозного упрочнения позволяет обеспечить наиболее высокий уровень конструктивной прочности при существенном снижении степени легирования стали, т. е. при значительной экономии легирующих элементов таких, как хром, никель, молибден, марганец.

Аналогичное рассмотрение вопроса применительно к деталям, работающим при высоких контактных нагрузках (например, к подшипникам качения), приводит к выводу, что и здесь сквозное термическое упрочнение на примерно одинаковую прочность не является обязательным. Необходимо лишь, чтобы толщина поверхностного слоя высокой твердости была не менее некоторой минимальной толщины, зависящей от уровня рабочих контактных напряжений. Наличие напряжений сжатий в поверхностных слоях увеличивает контактную прочность и долговечность работы деталей при высоких контактных напряжениях. Применение для термической обработки индукционного нагрева позволяет использовать еще одно его принципиальное преимущество. Вследствие высокой скорости нагрева и малой его длительности (при должном выборе его температуры) зерно аустенита в процессе аустенитизации не успевает вырасти в той мере, как это имеет место при нагреве в печи.

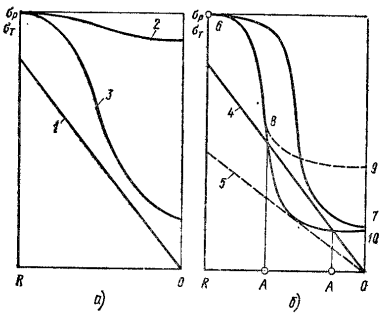


Рис. 1. Сопоставление распределения рабочих напряжений и предела текучести по сечению цилиндрической детали, работающей на изгиб или кручение, упрочненной насквозь или поверхностно:

а — распределение по сечению деталей рабочих напряжений $\sigma_р$ и предела текучести $\sigma_т$ при сквозном и поверхностном упрочнении; *б* — распределение по сечению деталей рабочих напряжений и предела текучести в случаях тонкого и толстого слоя закалки при пониженной и повышенной прочности сердцевины; *1* — распределение рабочих напряжений по сечению детали; *2* — распределение предела текучести при сквозном упрочнении; *3* — распределение предела текучести при поверхностном упрочнении; *4* — распределение рабочих напряжений при повышенной нагрузке; *5* — распределение рабочих напряжений при пониженной нагрузке; *6—7* — распределение предела текучести при повышенной глубине слоя и неупрочненной сердцевине; *6—8—9* — распределение предела текучести при пониженной глубине слоя и упрочненной сердцевине; *6—8—10* — распределение предела текучести при пониженных глубине слоя и прочности сердцевины; *А—А* — ослабленная зона детали при распределении предела текучести по *6—8—10*, а рабочих нагрузок по *4*

При индукционном нагреве оно соответствует 11—14-му баллу, в то время как при нагреве в печи 7—10-му баллу, т. е. по площади в 15—30 раз крупнее.

Измельчение зерна аустенита при индукционной закалке обеспечивает соответственное измельчение кристаллов мартенсита, что существенно повышает его прочность, и что особенно важно — пластичность.

Повышенная пластичность мартенсита индукционной закалки не только позволяет использовать на практике детали с весьма высокой твердостью *HRC* 61—65 без риска хрупких разрушений, но также надежно предотвращает возникновение трещин в средне- и высокоуглеродистых сталях при закалке интенсивным потоком воды.

Детали, подвергнутые поверхностной индукционной закалке, при правильном выборе стали и режимов термической обработки обладают высокой статической и усталостной прочностью, высокой износостойкостью и контактной прочностью и малой чувствительностью к концентраторам напряжений.

Во многих случаях поверхностная индукционная закалка может с успехом применяться вместо цементации либо сквозной закалки и отпуска, позволяя получить не только более высокую прочность и долговечность изделий, но и значительную экономию легирующих элементов, снижение стоимости стали и термической обработки, а также повышение производительности труда и автоматизации производства.

Поверхностная индукционная закалка выполняется в двух вариантах: 1) поверхностная закалка (при поверхностном нагреве изделий); 2) объемно-поверхностная закалка (при глубинном нагреве).

1. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ И ОСОБЕННОСТИ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА

Принцип индукционного нагрева. При индукционном нагреве металлическое тело помещается в зону концентрированного магнитного поля проводника или катушки с переменным электрическим током (рис. 2).

При прохождении переменного тока по виткам катушки (индуктора) внутри нее создается магнитное поле, изменяющееся по величине и направлению аналогично току. Переменное магнитное поле, пересекая при своих изменениях объемы металла, находящиеся в зоне действия поля индуктора, в соответствии с законом

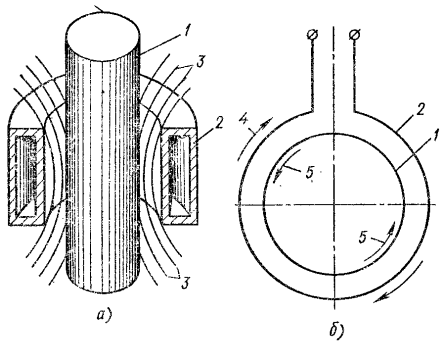


Рис. 2. Схема индукционного нагрева:
а — распределение магнитного потока в индукторе; *б* — направление токов в индукторе и детали; *1* — нагреваемая деталь; *2* — виток индуктора; *3* — магнитные силовые линии; *4* — направление тока в индукторе; *5* — направление тока в детали

электромагнитной индукции возбуждает в их поверхностных слоях электродвижущую силу. Объект нагрева является электропроводным, поэтому индуктированная ЭДС вызывает в нем переменный ток той же частоты, что и ток индуктора. Направление токов, циркулирующих в индукторе и возбуждаемых в металлическом теле, показано на рис. 2, *б* стрелками.

Тепловое действие индуктированного электрического тока вызывает нагрев части детали, находящейся в зоне действия переменного магнитного поля индуктора.

Таким образом, основным отличием индукционного нагрева от нагрева в печах является выделение теплоты непосредственно в зонах детали, подвергаемых воздействию переменного магнитного поля и электрического тока. Это обусловливает высокую скорость нагрева и возможность осуществлять местный зональный нагрев.

При нагреве же в печах или ваннах теплота в обрабатываемую деталь передается за счет лучеиспускания и конвекции, поэтому скорость нагрева сильно ограничивается условиями теплопередачи из внешней среды в металл и теплопроводностью внутри последнего.

Систему индуктор — нагреваемая деталь можно рассматривать как электрический трансформатор, первичной обмоткой которого является индуктор, а вторичной — контур тока в металлическом объекте нагрева. В этой системе во время нагрева происходит бесконтактная передача электрической энергии из первичной цепи — индуктора во вторичную цепь — нагреваемое изделие, где электрическая энергия преобразуется в тепловую.

В теории индукционного нагрева [3, 14, 21] доказывается, что ток индуктора $I_и$ и мощность, выделяемая в нагреваемой детали, $P_д$ связаны соотношением

$$P_д = k_1 I_и^2 \sqrt{\rho \mu f}, \qquad (2)$$

где k_1 — коэффициент, зависящий от размеров индуктора и нагреваемой детали, а следовательно, и от зазора между индуктором и деталью; ρ, μ — соответственно удельное сопротивление (в Ом·см) и магнитная проницаемость (в Гс/Э) материала объекта нагрева; f — частота тока, Гц.

Таким образом, при прочих равных условиях (одинаковые размеры деталей и индуктора, неизменный ток индуктора), мощность, развиваемая в нагреваемом изделии, пропорциональна корню квадратному из частоты тока. Повышение частоты тока позволяет концентрировать в небольшом объеме нагреваемой детали значительную мощность (до 3—5 кВт/см^3) и тем самым выполнять индукционный нагрев с большой скоростью — до 300—500° С/с.

Поверхностный эффект. При переменном токе плотность тока в сечении проводника не одинакова. Ток протекает преимущественно по поверхностным слоям проводника, и при достаточно высоких частотах плотность тока в сердцевине его ничтожно мала.

Для упрощения количественного учета поверхностного эффекта вводят понятие об эквивалентной глубине проникновения тока. Считают, что ток протекает по поверхности проводника только в слое, равном глубине проникновения, и имеет на этой глубине равномерную плотность, а в более глубоких слоях изделия ток отсутствует.

Величину эквивалентной глубины проникновения тока определяют из условия, что выделение тепловой энергии тока одинаково как в случае действительного, так и условного распределения тока.

Глубину проникновения тока (в см) подсчитывают по формуле

$$\delta \cong 5000 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}}. \qquad (3)$$

В табл. 1 приведены значения глубины проникновения для меди и стали 45 при комнатной и надкритической температурах.

В технической литературе часто глубину проникновения тока в сталь при комнатной температуре называют «холодной», а в сталь, нагретую до надкритических температур, «горячей».

Таблица 1. Глубина проникновения тока в металл при различных частотах тока, мм

Частота тока, Гц	Красная медь $t = 20°$ С $\rho = 2 \cdot 10^{-6}$ Ом·см, $\mu = 1$ Гс/Э	Сталь 45	
		$t = 20°$ С, $\rho = 0{,}2 \cdot 10^{-4}$ Ом·см, $\mu = 50$ Гс/Э	$t = 850°$ С, $\rho = 1{,}2 \cdot 10^{-4}$ Ом·см, $\mu = 1$ Гс/Э
50	10	4,5	80
1 000	2,2	1,0	18
2 500	1,4	0,64	11
4 000	1,1	0,50	8,7
8 000	0,8	0,35	6,2
10 000	0,7	0,32	5,5
70 000	0,27	0,12	2,1
400 000	0,11	0,050	0,9

Характер изменения удельного электрического сопротивления и магнитной проницаемости показан на рис. 3 [14].

Нагрев током и нагрев теплопроводностью. В слое нагреваемого металла, равном глубине проникновения тока, выделяется примерно 87% всей тепловой энергии, возбуждаемой в объекте нагрева, а остальные 13% возбуждаются в более глубоких слоях.

В связи с этим без большой погрешности можем считать, что слой стали, равный по величине горячей глубине проникновения, нагревается непосредственно током, циркулирующим в нем, а более глубокие слои нагреваются в результате передачи теплоты от наружного активного токонесущего слоя.

Распределение температуры по сечению нагреваемого стального тела в значительной мере зависит от соотношения значений необходимой глубины нагрева до надкритических температур и горячей глубины проникновения. Характерные случаи изображены на рис. 4 [3].

При поверхностном нагреве на определенную глубину следует стремиться к активному нагреву заданного слоя током, т. е. к осуществлению нагрева по кривой *1* на рис. 4. Это достигается правильным выбором частоты тока, а также такой интенсивности нагрева, при которой нагрев на заданную глубину достигается за минимально возможное время.

При выбранных таким образом параметрах нагрев наружной зоны на требуемую глубину резко ограничен, что снижает потери теплоты в сердцевину изделия и уменьшает его деформацию при термической обработке.

Если поперечное сечение детали в процессе термической обработки нужно нагреть насквозь, то при выборе параметров нагрева может быть допущена большая свобода. Однако и в этом случае, при прочих равных условиях, нужно стремиться к более быстрому нагреву, так как это уменьшает тепловые потери излучением с поверхности нагрева и обеспечивает большую производительность нагревательного устройства.

Выбор частоты тока при индукционном нагреве. При выборе частоты тока необходимо обеспечить соблюдение условий (рис. 5) [3, 21], приведенных ниже.

1. Выбранная частота тока должна быть не меньше некоторого ее значения f_1, ниже которого при данных размерах детали и индуктора возможен нагрев

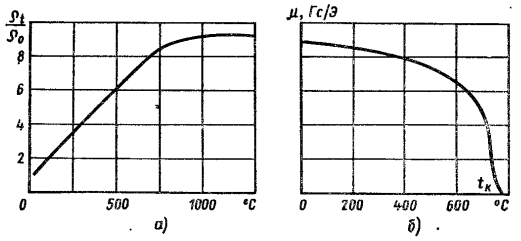


Рис. 3. Схема изменения удельного сопротивления (*а*) и магнитной проницаемости (*б*) стали 45 при нагреве [3] ($t_к$ — температура перехода в немагнитное состояние)

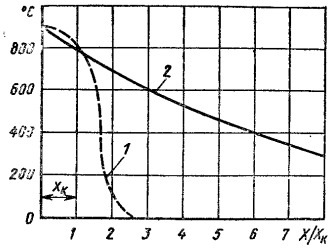


Рис. 4. Распределение температуры по глубине стального тела, нагреваемого индукционным способом (x — расстояние от поверхности, $x_к$ — глубина закалки);
1 — активный нагрев током; *2* — нагрев теплопроводностью

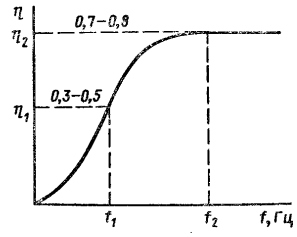


Рис. 5. Зависимость КПД индуктора от частоты тока

лишь до температуры, соответствующей потере сталью магнитных свойств (740—770° С).

2. Желательно, чтобы выбранная частота тока была не меньше некоторого ее значения f_2. При таких частотах КПД индуктора имеет достаточно высокое оптимальное значение (порядка 0,7—0,8). При использовании частот, лежащих между f_1 и f_2, КПД индуктора имеет пониженное значение, и нагрев на таких частотах приводит к перерасходу электроэнергии (на повышенный, бесполезный нагрев индуктора).

3. Во всех случаях, когда это возможно, желательно применение нагрева током, а не нагрева теплопроводностью. Это позволяет снизить расход энергии на нагрев сердцевины изделия.

Перечисленные условия отражены в следующих соотношениях:

$$f_1 = \frac{5000}{d^2}; \tag{4}$$

$$f_2 = \frac{20\,000}{d^2}; \tag{5}$$

$$\Delta_н = (0{,}18 \div 1)\,\delta_{гор}. \tag{6}$$

Для низколегированных конструкционных сталей соотношение (6) можно представить в виде

$$\Delta_н = (10 \div 55)\frac{1}{\sqrt{f}}, \tag{7}$$

где f_1 — наименьшая возможная частота в Гц, на которой осуществим нагрев стали до надкритических температур; f_2 — наименьшая желательная частота в Гц, на которой нагрев до надкритических температур выполним с оптимальным КПД индуктора; $\Delta_н$ — оптимальная глубина нагрева (в см) до надкритических температур; $\delta_{гор}$ — горячая глубина проникновения (в см) тока в сталь при применяемой частоте.

В табл. 2 на основании рассмотренных соотношений приведены данные о минимальных диаметрах нагреваемых изделий и рациональных пределах глубин нагрева под закалку для частот тока генераторов, выпускаемых в СССР. Этой таблицей можно пользоваться для выбора частоты и типа генераторов.

При объемно-поверхностной закалке при выборе частоты тока за глубину нагрева необходимо принимать всю толщину слоя, нагреваемого до надкритических температур, включающего как слой, закаливаемый на мартенсит, так и слой, закаливаемый на структуру трооститного типа.

Таблица 2. Выбор частоты тока в зависимости от диаметра изделий и требуемой глубины закалки

Частота тока, Гц	Рациональные пределы глубины нагрева, мм	Минимальные диаметры при нагреве под закалку, мм	
		Наименьший возможный	Наименьший желательный
50	15—80	100	200
1 000	3—17	22	44
2 500	2—11	14	28
4 000	1,5—9	11	22
8 000	1—6	8	16
10 000	0,9—5,5	7	14
70 000	0,3—2,5	2,7	5,4
400 000	0,2—1	1,1	2,2

Энергетические и термические параметры индукционного нагрева. С энергетической точки зрения индукционный нагрев достаточно полно характеризуется двумя параметрами: значениями удельной мощности и времени нагрева. Удельной мощностью называется мощность, переходящая в теплоту в одном квадратном сантиметре поверхности нагреваемой детали; измеряется обычно в кВт/см². Величина удельной мощности обусловливает скорость нагрева детали. Очевидно, что чем больше удельная мощность, тем быстрее осуществляется нагрев.

Учет наряду с удельной мощностью времени нагрева позволяет установить общее количество тепловой энергии, переданной детали, а следовательно, и достигнутую температуру. Кроме названных двух параметров необходимо принимать во внимание частоту тока, так как она предопределяет глубину слоя, внутри которого происходит выделение теплоты в детали. Влияние частоты тока сказывается слабее, чем первых двух факторов вследствие того, что всегда имеющая место в процессе нагрева теплопроводность делает менее четкими границы зоны, в которой происходит генерирование теплоты. Итак, выбором величины удельной мощности, времени нагрева, а также частоты нагревающего тока возможно в широких пределах изменять характер и результаты индукционного нагрева.

При осуществлении поверхностного нагрева стали для поверхностной закалки необходимо применять сравнительно большую удельную мощность, примерно в пределах от 0,5 до 2,0 кВт/см², и сравнительно малое время нагрева — от 2 до 10 с. При этом скорость нагрева лежит в пределах 30—300° С/с. Повышение частоты содействует получению более тонкого нагретого слоя. Однако уже на частотах звукового диапазона (2000—8000 Гц) можно производить поверхностный нагрев и закалку на глубину 1—2 мм. Снижение применяемой удельной мощности и увеличение времени нагрева обусловливает получение более глубокого нагрева. При необходимости получения сквозного нагрева (например, для ковки и штамповки, а также для объемно-поверхностной закалки) надо применять небольшую удельную мощность, составляющую 0,05—0,20 кВт/см², и довольно продолжительное время: 30—200 с, в зависимости от диаметра или толщины детали или заготовки. При этом скорость нагрева лежит обычно в пределах 2—10° С/с. Рекомендации для выбора удельной мощности даны ниже (см. с. 266).

Следует отметить, что удельная мощность, развиваемая в стали в процессе нагрева, не остается постоянной. Изменение электрических и магнитных свойств нагреваемой стали и обусловленное этим изменение электрических параметров индуктора и режима высокочастотной установки приводит к изменению во времени удельной мощности. На рис. 6 приведены характерные зависимости такого рода. Они показывают, что значения удельной мощности в процессе индукционного нагрева могут изменяться в 2—3 раза.

В связи с этим уровень удельной мощности обычно характеризуют средними ее значениями, отнесенными ко времени цикла нагрева или к определенному температурному интервалу. Так, в интервале 20—900° С в первом случае (рис. 6, *а*) средняя удельная мощность составляет 0,4 кВт/см²; во втором случае (рис. 6, *б*) — 1,3 кВт/см².

Индукционный нагрев под закалку, с технологической точки зрения, необходимо характеризовать термическими параметрами, так как они обусловливают характер и интенсивность фазовых превращений, происходящих при нагреве стали [10]. Такими параметрами являются средняя скорость нагрева в области фазовых превращений $v_ф$ и конечная температура $t_к$.

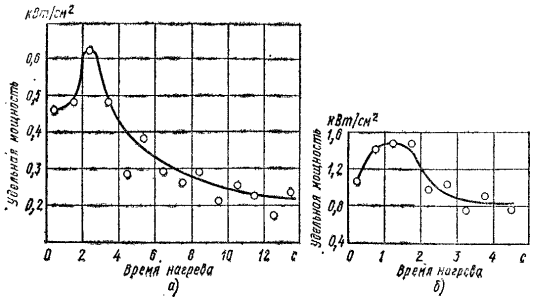


Рис. 6. Изменение удельной мощности в процессе индукционного нагрева в интервале 750—900° С стальной детали диаметром 30 мм на частоте 8000 Гц при примерно постоянной силе тока в индукторе:
а — средняя скорость нагрева 40° С/с; *б* — средняя скорость нагрева 250° С/с

Осциллограммы термических параметров при нагреве стали 45 при двух значениях удельной мощности приведены на рис. 7. Расшифровка этих осциллограмм показывает, что скорость нагрева при достижении температур фазовых превращений (примерно с 750° С) резко снижается, и в области фазовых превращений не остается постоянной. Поэтому для характеристики скорости нагрева ее всегда необходимо относить к определенному температурному интервалу.

Очевидно, что связь между энергетическими и термическими параметрами индукционного нагрева можно выразить следующим образом:

$$v'_ф = f(p_ф); \quad (8)$$

$$t_к = f(\tau_ф), \quad (9)$$

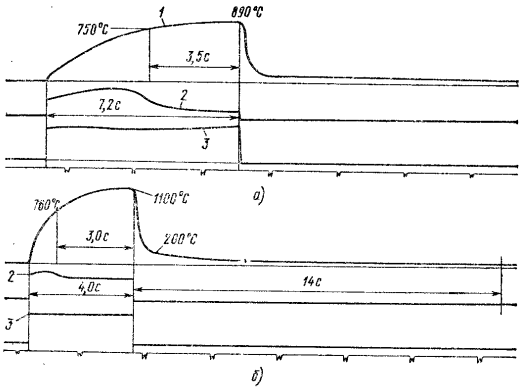


Рис. 7. Осциллографические записи температуры при индукционном нагреве стальной детали диаметром 30 мм на частоте 8000 Гц:
а — средняя удельная мощность 0,4 кВт/см²; *б* — средняя удельная мощность 1,3 кВт/см²; *1* — термическая кривая; *2* — напряжение на индукторе; *3* — ток индуктора

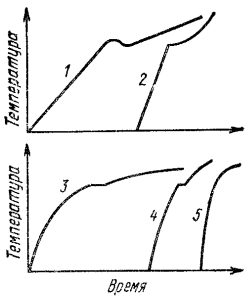


Рис. 8. Характерные виды термических кривых индукционного нагрева при постоянном токе индуктора (без программного регулирования):
1 — радиочастота (f = 100 000 ÷ 500 000 Гц), малая удельная мощность; *2* — радиочастота, повышенная удельная мощность; *3* — звуковая частота (f = 2000 ÷ 10 000 Гц), малая удельная мощность; *4* — звуковая частота, повышенная удельная мощность; *5* — звуковая частота, большая удельная мощность

где $v'_ф$ — мгновенное значение скорости нагрева в области температур фазовых превращений; $p_ф$ — мгновенное значение удельной мощности при этом же температурном интервале; $t_к$ — конечная температура нагрева; $\tau_ф$ — время нагрева в области фазовых превращений.

Это значит, что воздействовать на изменение скорости нагрева и его конечную температуру можно, соответственно изменяя удельную мощность и время нагрева.

К сожалению, зависимость между энергетическими и термическими параметрами не может быть выражена в простой форме. Такие расчеты, хотя и детально разработаны [21, 32], однако их большая трудоемкость обусловливает то, что в основном выбор термических и соответствующих им энергетических параметров индукционного нагрева выполняется экспериментально. Некоторые данные, облегчающие такой выбор, приведены ниже.

Кинетика индукционного нагрева и методы его программного регулирования. Кинетика индукционного нагрева, т. е. изменение его температуры во времени, зависит от многих факторов: силы тока и его частоты, магнитных, электрических и теплофизических свойств нагреваемого металла и др.

Обычно при работе установок для индукционной закалки с машинными и ламповыми преобразователями без программного регулирования ток в индукторе в процессе нагрева изменяется незначительно (±15% от значения его в начале цикла нагрева). При этом в зависимости от значения удельной мощности и частоты могут наблюдаться характерные типы термических кривых индукционного нагрева стали, изображенные на рис. 8. Как видно из приведенных кривых, во всех случаях имеет место нагрев при непрерывно повышающейся температуре, а форма термической кривой не является постоянной и зависит как от частоты и удельной мощности, так и магнитных свойств нагреваемой стали.

Непостоянство формы термической кривой обусловливает следующие особенности, которые необходимо иметь в виду при выборе режимов нагрева:

1) фиксирование режима нагрева по средней его скорости в области фазовых превращений дает лишь приблизительную характеристику режима аустенитизации;

2) для создания стандартных легковоспроизводимых режимов индукционного нагрева желательно применять термические кривые стандартной формы, например в виде прямых линий, т. е. при постоянной скорости нагрева в области фазовых превращений (при нагреве на малую глубину), либо с изотермической выдержкой при конечной температуре (при нагреве на значительную глубину).

В последние годы разработали [13, 26] и начали применять в промышленности методы и аппаратуру для программного регулирования и стабилизации режимов индукционного нагрева. Они основаны на следующих принципах:

1) режим индукционного нагрева стабилизируется и регулируется по электрическим параметрам индуктора (его току или напряжению), а не по параметрам генератора (рис. 9), поэтому исключается корректирование режимов при ремонте и замене отдельных элементов установки (кроме индукторов);

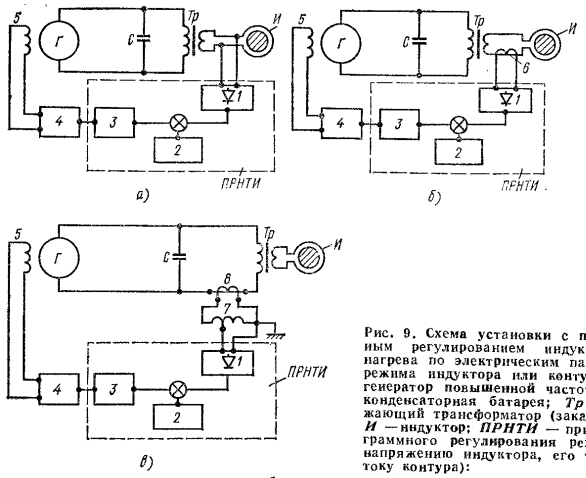


Рис. 9. Схема установки с программным регулированием индукционного нагрева по электрическим параметрам режима индуктора или контура (*Г* — генератор повышенной частоты; *С* — конденсаторная батарея; *Тр* — понижающий трансформатор (закалочный); *И* — индуктор; *ПРНТИ* — прибор программного регулирования режима по напряжению индуктора, его току или току контура):
а — по напряжению на индукторе; *б* — по току индуктора; *в* — по току контура; *1* — блок обратной связи; *2* — блок программы; *3* — предварительный усилитель; *4* — оконечный (мощный) усилитель; *5* — обмотка возбуждения генератора повышенной частоты; *6* — пояс Роговского — датчик тока индуктора; *7* — сопротивление (5—20 Ом) — датчик тока контура; *8* — трансформатор тока контура

2) цикл нагрева разбивается на несколько этапов (например, от 3 до 24), каждый из которых имеет свой электрический режим индуктора, т. е. режим работы индуктора изменяется по заранее выбранной программе; последнюю выбирают с таким расчетом, чтобы обеспечить изменение температуры нагреваемого объекта по любой кривой, целесообразной с точки зрения получения оптимальных свойств обрабатываемого изделия; устройства, задающие программу изменений тока или напряжения индуктора в течение цикла нагрева, стабилизируются с высокой точностью (0,5—1%), что позволяет обеспечить хорошую повторяемость назначенного режима.

Для исследовательских работ, связанных с изучением фазовых и структурных превращений в сталях и сплавах и требующих термических кривых разного вида, разработаны программные регуляторы, у которых обратная связь осуществляется от термопары, приваренной к объекту нагрева (рис. 10). Такие регуляторы обеспечивают нагрев с высокой точностью с изотермической выдержкой и выходом на

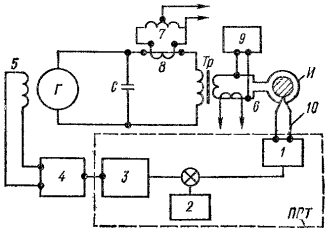


Рис. 10. Схема установки с программным регулированием индукционного нагрева по температуре нагреваемого образца (обратная связь от термопары): *ПРТ* — прибор программного регулирования по температуре нагреваемого объекта:
1—8 — см. рис. 9; *9* — осциллограф или самопишущий прибор для регистрации электрического режима индуктора; *10* — термопара, приваренная к образцу

изотерму со скоростью до 1000° С/с, а также нагрев по термическим кривым любой сложной формы.

Ниже рассмотрено использование программного регулирования применительно к типичным случаям термической обработки.

Применение программных регуляторов при поверхностной закалке (после поверхностного нагрева). Наиболее высокие прочностные свойства слоя закалки, имеющего мартенситную структуру, достигаются, если перепад температур по глубине слоя не превосходит 60—100° С. При большей разности температур наблюдаются рост зерна аустенита, укрупнение кристаллов мартенсита и снижение прочности и пластичности слоя закалки. В связи с этим, чтобы обеспечить высокие свойства прочности, нагрев при непрерывно повышающейся температуре и без выдержки в конце нагрева (как это принято в практике поверхностной закалки) допустимо применять лишь при поверхностной закалке на небольшую глубину (не более 2—3 мм). В таких случаях целесообразно программировать индукционный нагрев описанными ниже способами.

Программирование индукционного нагрева путем стабилизации тока индуктора или напряжения на его режимах. При этом способе регулирования индукционного нагрева ток индуктора или напряжение на его зажимах автоматически поддерживается на одном выбранном уровне в течение цикла нагрева (см. рис. 9). Скорость нагрева и форма кривой зависят от многих факторов (уровня стабилизируемых параметров, размеров нагреваемых деталей и др.), но для каждого данного случая являются постоянными.

На рис. 7 были приведены осциллографические записи термических кривых и электрических параметров режима работы индуктора при индукционном нагреве цилиндрических образцов из стали 45 при постоянном токе индуктора. Достоинством рассматриваемого способа программирования индукционного нагрева является его простота и возможность систематического контроля режима по току индуктора [1]. Недостатком следует считать то, что в данном случае форма термической кривой не является постоянной: она меняется при изменении уровня мощности, выделяемой в нагреваемой детали, а также при изменении размеров детали и индуктора. Это служит значительным препятствием для выбора стандартных температурно-временных режимов для той или иной марки стали. Однако такие режимы сравнительно легко можно переносить с одной установки на другую.

Программирование индукционного нагрева с достижением постоянной скорости роста температуры. Как показал опыт, при индукционном нагреве зависимость между температурой и временем имеет вид кривой линии — выпуклой, вогнутой либо содержащей выпуклые, вогнутые или прямолинейные участки (см. рис. 8). При этом скорость нагрева в различных температурных интервалах (в области фазовых превращений) может изменяться в довольно широких пределах.

Если необходимо выбрать режим нагрева, который следует выполнять на нескольких различных установках с данной частотой тока и достаточной мощностью, то целесообразно применять термические кривые в виде прямой линии, т. е. с постоянной скоростью нагрева в области фазовых превращений (рис. 11). Термическая кривая в виде прямой линии в области фазовых превращений достигается применением программных регуляторов, работающих по одному из вариантов схемы (см. рис. 9) при разделении цикла нагрева на пять-шесть этапов. Режим каждого этапа выбирают из условия достижения прямолинейной термической кривой.

Применение программных регуляторов при объемно-поверхностной закалке (после глубинного нагрева). Глубина нагрева до надкритических температур при данном методе термической обработки чаще всего лежит в пределах 5—25 мм. В таких условиях при использовании нагрева с непрерывно повышающейся температурой создается опасность перегрева поверхностных слоев, что приводит к росту зерна аустенита и снижению прочностных свойств изделия. В связи с этим целесообразно применять индукционный нагрев с изотермической выдержкой, длительность которой выбирают из условия прогрева изделия на заданную глубину до надкритических температур. Термическая кривая такого вида (изотерма) достигается программным ступенчатым регулированием (см. схему на рис. 9), при этом процесс нагрева разбивается на несколько этапов, а ток индуктора и напряжение на его зажимах последовательно от этапа к этапу снижаются (рис. 12).

Опыт показал, что для удовлетворительного воспроизведения кривой нагрева в виде изотермы достаточно разбить нагрев на три—пять этапов.

В случае, если по каким-либо причинам применение программного регулирования с изотермической выдержкой при ступенчатом изменении режима встречает трудности, можно использовать другой вариант нагрева: нагрев в области фазовых превращений со скоростью 2—4° С/с. Для этого выбирают такое небольшое значение тока в индукторе (или мощности отбираемой от генератора), чтобы в области фазовых превращений (выше 750° С) температура росла с указанной выше малой скоростью.

При этом время нагрева выбирают так, чтобы получить заданную толщину при завершенности фазовых превращений. Необходимо помнить, что конечная температура нагрева не должна во всех случаях превосходить порог роста зерна аустенита нагреваемой стали, которое должно быть не крупнее 11—12-го балла.

Выбор мощности преобразователя частоты и питающей сети. Мощность, потребляемая индукционной установкой, расходуется на нагрев изделия, а также на компенсацию потерь в следующих элементах установки: 1) индукторе; 2) понижающем трансформаторе средней (1000—10 000 Гц) или высокой (70 000—500 000 Гц) частоты; 3) преобразователе частоты; 4) силовых кабелях и токопроводах установки; 5) конденсаторной батарее средней или высокой частоты.

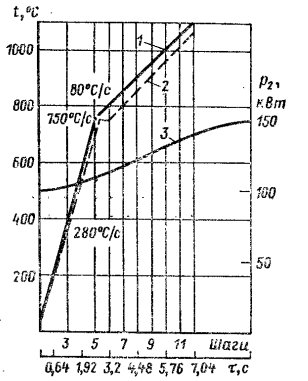
Потери в элементах, указанных в пп. 4 и 5, суммарно не превышают 3—4% от мощности установки, поэтому при ориентировочных расчетах, которые обычно проводятся для выбора мощности генератора и питающей сети, их можно не учитывать.

Мощность установки, расходуемая на нагрев изделия $P_д$, составит

$$P_д = p_0 S, \qquad (10)$$

где p_0 — удельная мощность, кВт/см²; S — поверхность нагрева, см².

Значение удельной мощности p_0 зависит от технологических требований



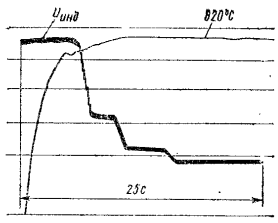


Рис. 11. Термическая кривая с постоянной скоростью нагрева в области фазовых превращений (частота тока 8000 Гц, диаметр образца 28 мм, диаметр индуктора 34 мм, длина индуктора 110 м, сталь 45):

1 — заданная программа; *2* — полученная термическая кривая, *3* — мощность, потребляемая от генератора

Рис. 12. Термическая кривая индукционного нагрева с изотермической выдержкой в области фазовых превращений

[1] Ток индуктора можно измерять посредством пояса Роговского [9] либо путем измерения тока первичной обмотки понижающего высокочастотного трансформатора, который практически пропорционален току индуктора.

Таблица 3. Выбор мощности преобразователя частоты и питающей сети

Тип установки	Мощность, кВт						
	передаваемая в деталь	потребляемая от преобразователя частоты			потребляемая от питающей сети		
		Ламповый генератор	Машинный генератор	Тиристорный преобразователь	Ламповый генератор	Машинный генератор	Тиристорный преобразователь
Без понижающего трансформатора	p_0S	—	$1{,}45p_0S$	$1{,}45p_0S$	—	$2{,}05p_0S$	$1{,}6p_0S$
С понижающим трансформатором	p_0S	$1{,}7p_0S$	$1{,}7p_0S$	$1{,}7p_0S$	$3{,}4p_0S$	$2{,}4p_0S$	$1{,}9p_0S$

Примечания. 1. Значения удельной мощности p_0 (в кВт/см²) выбираются по данным табл. 6, 7 или рис. 29.
2. S — поверхность нагрева, см².

к глубине и температуре нагрева, а также частоты нагревающего тока. Соответствующие данные приведены ниже.

Ориентировочно можно считать, что при поверхностной закалке (с поверхностным нагревом) удельная мощность лежит в пределах 0,5—2 кВт/см², а при объемно-поверхностной закалке в пределах 0,05—0,2 кВт/см².

Характерные значения КПД элементов установки, которые могут быть приняты для выбора мощности генератора и питающей сети, приведены ниже:

КПД индуктора $\eta_{инд}$	0,7
КПД понижающего трансформатора средней или высокой частоты $\eta_{тр}$	0,85
КПД преобразователей частоты:	
лампового (70 000—500 000 Гц) $\eta_{л.г}$	0,5
машинного (1000—10 000 Гц) $\eta_{м.г}$	0,7
тиристорного (1000—10 000 Гц) $\eta_{тпч}$	0,9

Установкн с ламповым генератором всегда имеют понижающий высокочастотный трансформатор.

Установки средней частоты могут быть двух типов:

1) с понижающим закалочным трансформатором средней частоты при небольшом диаметре нагреваемой детали (до 300—500 мм) или при индукторе с малым числом витков (1—3 витка), когда на него необходимо подавать напряжение в пределах от 10 до 60 В; стандартные генераторы средней частоты выпускаются на напряжение от 400 до 800 В, поэтому в установке необходим понижающий трансформатор средней частоты;

2) без понижающего трансформатора с непосредственным подключением индуктора к зажимам генератора при многовитковых индукторах генератора.

С учетом этих замечаний и значений КДП элементов установки, приведенных выше, в табл. 3 приведены расчетные коэффициенты для выбора мощности преобразователя частоты и питающей сети.

2. ТЕХНОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛИ ПРИ ИНДУКЦИОННОМ НАГРЕВЕ

Факторы, обусловливающие высокий комплекс свойств стали после электрозакалки.

Исследования последних лет [25, 26] показали, что основным фактором, обеспечивающим существенное повышение прочности и пластичности стали, закаленной после скоростного электронагрева, является измельчение зерна аустенита и соответственное уменьшение размеров кристаллов мартенсита.

Опыт показывает, что при индукционном нагреве можно получать размер зерна аустенита 11—14-го балла, в то время как при нагреве в печи он обычно находится в пределах 7—10-го балла, т. е. крупнее в 15—30 раз. Чем мельче зерно, тем выше сопротивление стали хрупкому разрушению (рис. 13). Как видно из рисунка, увеличение средней площади зерна аустенита с 40—50 (11—12-й балл) до 800 мкм² (7—8-й балл) снижает хрупкую прочность примерно в 5 раз (разрушающая нагрузка уменьшается с 600 до 120 кгс). Для получения наиболее мелкого зерна аустенита при электрозакалке следует применять наследственно мелкозернистые стали; с этой целью в сталь при выплавке вводят алюминий, титан, ванадий, ниобий и другие элементы, образующие в ней дисперсные частицы карбидов или нитридов. Как показано ниже, в определенной мере облегчает получение мелкого зерна аустенита применение мелкодисперсных исходных структур и размельчение термической обработкой так называемых вторых фаз (карбидов, нитридов), тормозящих рост зерна аустенита.

Другим важным фактором, положительно влияющим на достижение высоких свойств стали при электрозакалке, является фиксирование в твердом растворе наибольшего количества углерода как следствие применения резкого охлаждения душем или потоком воды. При таком охлаждении в максимальной степени подавляется частичный распад мартенсита при закалке, и концентрация углерода в нем определяется последующим низким отпуском. Поэтому, выбирая соответствующий режим отпуска, можно достичь оптимального сочетания твердости, прочности и пластичности закаленной стали.

Рациональные режимы индукционного нагрева для поверхностной закалки. При индукционном нагреве под закалку выбранный температурно-временной режим должен обеспечить получение возможно более мелкого зерна аустенита. При скоростном индукционном нагреве температурный интервал фазовых превращений смещается в область более высоких температур. В этих условиях [2] при аустенитизации образуется более мелкое начальное зерно аустенита, чем при медленном нагреве.

Размер зерна аустенита, получаемый в том или другом случае, зависит как от режима нагрева, так и от склонности нагреваемой стали к росту зерна аустенита.

На рис. 14 приведены типичные кривые роста зерна при индукционном нагреве. Кривая *1* соответствует природно крупнозернистой стали, зерно которой резко растет при повышении температуры, кривые *2* и *3* относятся к наследственно мелкозернистым сталям. В этих сталях имеется некоторый интервал температур t_1—t_2, в котором зерно не растет (кривая *2*) или растет незначительно (кривая *3*).

Характер кривой роста зерна аустенита зависит главным образом от наличия в стали частичек вторых фаз (например, нитридов алюминия или карбидов титана, ванадия, ниобия), тормозящих рост зерна.

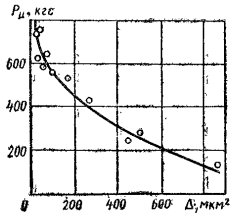


Рис. 13. Зависимость изгибающей нагрузки, вызывающей хрупкое разрушение от величины среднего размера зерна аустенита Δ. Сталь 45. Изменение зерна аустенита достигалось изменением температуры аустенитизации. Отпуск 145° С, 2 ч. Образцы цилиндрические диаметром 6 мм, расстояние между опорами 80 мм

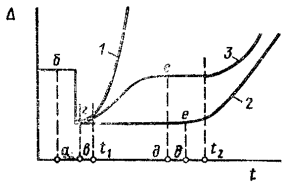


Рис. 14. Характерные зависимости размера зерна аустенита от температуры аустенитизации:
аб — исходное зерно; *вг* — начальное зерно; *де* — устойчивое зерно

Средний размер устойчивого зерна аустенита (т. е. зерна, сохраняющегося при нагреве в определенном интервале температур, — *д* — *е* на рис. 14), может быть определен из соотношения [23]

$$\Lambda = k\frac{d}{f}, \qquad (11)$$

где k — постоянный коэффициент, находящийся в пределах 0,3—1,0; d — средний размер частиц второй фазы (нитридов, карбидов); f — объемная доля частиц второй фазы ко всему объему стали.

Дополнительное измельчение частиц второй фазы может достигаться высокотемпературной термической обработкой [17].

Таким образом, для получения высоких свойств слоя закалки при нагреве следует применять температуры, которые (при данной скорости нагрева) соответствуют зерну аустенита не крупнее устойчивого (*д*—*е* на рис. 14) и по возможности более близкому к начальному.

Применяемые для поверхностной закалки стали должны иметь пологие характеристики, аналогичные кривой *3* или, что предпочтительнее, кривой *2* на рис. 14. При таких характеристиках стали разброс по температуре, связанный с неточностью поддержания режима нагрева индукционной установкой, а также часто наблюдаемый при нагреве деталей сложной формы, не ведет к укрупнению зерна и снижению свойств закаленной стали.

Данные о минимально достижимых размерах зерна аустенита в различных условиях нагрева, которые могут служить критерием того, насколько выбранный режим нагрева близок к оптимальному, приведены в табл. 4.

Нормализованная структура доэвтектоидной стали позволяет получить при применении скоростей нагрева в широком диапазоне (от 2° С и выше) мелкое зерно аустенита 11—12-го балла (площадью 60—30 мкм²). Ускоренный нагрев при скоростях нагрева в области фазовых превращений, больших 100° С/с, стали после улучшения или закалки позволяет получить сверхмелкое зерно аустенита 14—15-го балла. Этими контрольными цифрами (зерно 11—12-го или 14—15-го балла) можно руководствоваться при выборе режимов индукционного нагрева стали для поверхностной закалки.

Скорость нагрева в области фазовых превращений и соответственную удельную мощность следует выбирать в зависимости от требуемой глубины нагрева. Чем тоньше слой нагрева, тем выше должны быть скорость нагрева и удельная мощность.

Примерные скорости нагрева в области фазовых превращений и значение удельных мощностей в зависимости от требуемой глубины нагрева приведены в табл. 5.

Если деталь нужно прогреть насквозь (такие случаи встречаются при выполнении объемно-поверхностной закалки при глубинном нагреве), то нагрев целесообразно выполнять с изотермической выдержкой, длительность которой подбирается так, чтобы получить нагрев на заданную глубину.

Например, при сквозном нагреве цилиндрической детали диаметром 50 мм необходима изотермическая выдержка 40—45 с при конечной температуре 850—870° С и времени подъема до этой температуры 20—25 с.

Выбор оптимального режима нагрева проводят следующим образом. Устанавливают режим нагрева, при котором выполняется целесообразная форма термической кривой (рис. 15, *I* и *II*). Повторяемость режима нагрева лучше всего контролировать по приборам, фиксирующим электрический режим индуктора: напряжения на его зажимах, ток индуктора или ток первичной обмотки понижающего трансформатора (рис. 16). Далее при выбранной термической кривой, т. е. при неизменном электрическом режиме индуктора, осуществляют закалку нескольких деталей при разной длительности нагрева (режимы *а*—*э* на рис. 15).

Металлографический анализ этих деталей, составляющих так называемый закалочный ряд, позволит определить полученную глубину, закаленный слой, оценить структуру и бывшее зерно аустенита.

Таблица 4. Типичные размеры зерна аустенита для различных видов нагрева и исходной структуры стали

Характер нагрева	Тип стали и исходной структуры	Зерно	
		Балл	Средняя площадь, мкм²
Нагрев в печи:			
До температур перегрева	Доэвтектоидная сталь в нормализованном или улучшенном состоянии	5—6	4000—2000
до оптимальных температур	То же	7—8	1000—500
	Заэвтектоидная сталь в состоянии зернистого перлита	9—10	250—125
Индукционный нагрев до оптимальных температур со скоростью $v_ф$*, °С/с:			
⩾2	Доэвтектоидная сталь в нормализованном состоянии	11—12	60—30
⩾100	Доэвтектоидная, эвтектоидная и заэвтектоидная стали с улучшенной или закаленной исходной структурой	14—15	8—4
2—100	То же	11—12	60—30

* $v_ф$ — средняя скорость нагрева в области фазовых превращений.

Таблица 5. Ориентировочные значения скорости нагрева и удельной мощности, необходимые для достижения разных глубин нагрева

Глубина нагрева, мм	Скорость нагрева в области фазовых превращений, °С/с	Удельная мощность, кВт/см²
1—2	100—300	0,8—1,5
3—5	20—80	0,5—1,3
6—10	2—15	0,05—0,2

Примечание. 1. Для глубины 1—2 мм меньшие значения удельной мощности соответствуют радиочастоте, большие — средней частоте

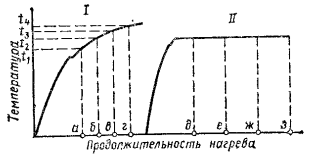


Рис. 15. Схема выбора оптимального режима нагрева обработкой закалочного ряда:

I — нагрев с непрерывно повышающейся температурой; *II* — нагрев с изотермической выдержкой

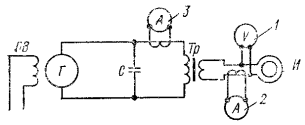


Рис. 16. Приборы для объективного контроля режима индукционного нагрева: (*Г* — высокочастотный генератор; *С* — конденсаторная батарея; *ТР* — понижающий трансформатор; *И* — индуктор; *ОВ* — обмотка возбуждения генератора):

1 — вольтметр напряжения индуктора; *2* — амперметр тока индуктора (включается через пояс Роговского); *3* — амперметр тока контура (первичной обмотки трансформатора)

При недогреве в структуре доэвтектоидных сталей наблюдается остаточный феррит либо мартенсит неравномерного строения. При перегреве возникает игольчатый мартенсит, размеры игл которого тем больше, чем значительнее был перегрев в процессе аустенитизации. Наиболее объективным методом оценки оптимальности режима нагрева является травление мартенситной структуры для выявления бывшего зерна аустенита.

Такое травление производят насыщенным водным раствором пикриновой кислоты с добавкой поверхностно-активных веществ (синтола, порошка «Новость» и др.). Методика травления для выявления границ бывшего зерна аустенита описана в работах [1, 22].

При электрозакалке заэвтектоидной стали важным параметром, характеризующим степень оптимальности режима нагрева, является содержание углерода в мартенсите. Например, для подшипниковых сталей установлено [20], что оптимальным содержанием углерода в мартенсите является 0,6—0,65%.

Выбор режимов охлаждения при поверхностной закалке. Охлаждение при поверхностной индукционной закалке может осуществляться разными методами: погружением в воду или масло, закалкой быстродвижущейся водой или маслом. Для легированных сталей иногда применяют метод охлаждения без подачи на закаливаемую поверхность какой-либо жидкости — посредством отвода теплоты в глубинные ненагретые зоны детали. В последнее время нашли применение растворы различных веществ, например полимеров, обладающих пониженной по сравнению с водой охлаждающей способностью.

Наилучшим способом охлаждения, как с точки зрения свойств и качества изделий, так и по удобству использования в производстве, является охлаждение быстродвижущейся водой — душем или потоком воды. Охлаждение быстродвижущейся водой имеет ряд важных достоинств:

1) благодаря большой интенсивности охлаждения позволяет фиксировать в мартенсите наибольшее количество углерода, а после низкого отпуска получать лучшее сочетание твердости, прочности и пластичности, чем после охлаждения в мягких средах;

2) при правильной конструкции закалочного устройства, обеспечивающего равномерное охлаждение, позволяет закаливать стали с любым содержанием углерода (до 1,0—1,2%) без трещин;

3) дает возможность проводить дозированное охлаждение для осуществления самоотпуска [24];

4) позволяет полностью автоматизировать процесс закалки.

Охлаждение быстродвижущейся водой обычно осуществляют в одном из следующих вариантов: 1) охлаждение водяным душем; 2) охлаждение потоком воды.

Схема устройств для выполнения такого охлаждения дана на рис. 17. Закалочное устройство должно обеспечить равномерную подачу воды на все участки

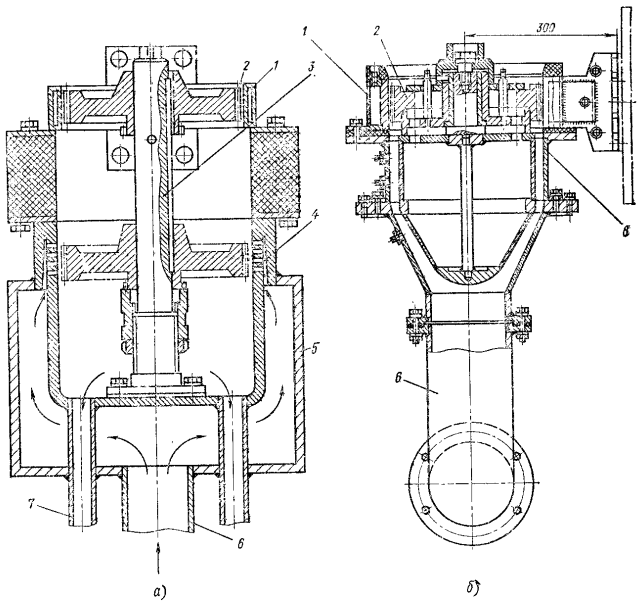


Рис. 17. Устройства для закалки изделий быстродвижущейся водой:

а — охлаждение душем; *б* — охлаждение потоком; *1* — индуктор; *2* — закаливаемая деталь; *3* — центрирующий шток; *4* — закалочный душ; *5* — камера выравнивателя давления; *6* — труба для подвода закалочной воды; *7* — трубы для слива закалочной воды; *8* — рабочий зазор, формирующий закалочный поток воды

закаливаемой поверхности. В этом отношении охлаждение потоком воды имеет ряд преимуществ перед охлаждением душем.

Повышение давления в камере охлаждения способствует более равномерному охлаждению. С этой целью ограничивают сечение для прохода воды на выходе из закалочного устройства так, чтобы в камере устанавливалось избыточное давление 1—2 кгс/мм². Повышение давления воды в полости закалочного устройства устраняет разрыхление потока, повышает температуру кипения воды и уменьшает неравномерность охлаждения закаливаемой поверхности [26].

Для обеспечения интенсивного и равномерного охлаждения необходимо, чтобы относительно поверхности закаливаемой детали вода двигалась со скоростью 10—30 м/с.

Для контроля расхода закалочной воды в установке желательно иметь специальное устройство (например, дифференциальный манометр с калиброванной диафрагмой).

Интенсивное равномерное охлаждение позволяет получить наиболее высокую твердость и предотвращает образование закалочных трещин, в том числе на деталях сложной формы (например, шестернях или шлицевых валах) [33].

При закалке деталей сложной формы с некоторой средней интенсивностью, например погружением в спокойную воду, массивная часть изделия (например, впадина шлица) значительно отстает в охлаждении от тонкого сечения (например,

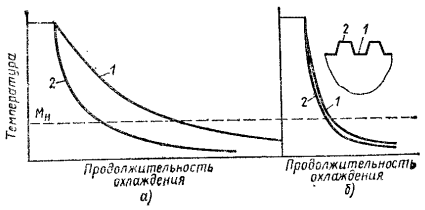


Рис. 18. Кривые охлаждения при закалке массивной (1) и тонкой (2) части детали сложной формы:
а — охлаждение в спокойной воде; *б* — охлаждение интенсивным потоком воды

головки шлица) (рис. 18, *а*). В этом случае мартенситное превращение на разных участках поверхности детали начинается неодновременно, что является причиной образования трещин. Повышение расхода воды в закалочном устройстве приводит к тому, что скорость охлаждения массивной части сечения возрастает, приближаясь к скорости охлаждения его тонкой части (рис. 18, *б*).

При этом мартенситное превращение начинается почти одновременно в тонкой и массивной зонах изделия, разность температур в процессе закалки становится небольшой (40—50° С), а трещины при закалке отсутствуют. Характерные зависимости такого рода для сталей 45, 40Х, 40ХГРТ и 40ХНМА даны на рис. 19. Исследования [33] подтвердили, что применение интенсивного равномерного охлаждения позволяет эффективно предотвращать трещины при закалке стали на высокую твердость. Если при закалке скорость охлаждения больше критической скорости закалки, а в интервале температур мартенситного превращения охлаждение идет со скоростью, меньшей чем 600° С/с, то наблюдается частичный распад (отпуск) мартенсита [25, 26]. При этом снижается твердость закаленной стали, увеличиваются ее пластичность и хрупкая прочность. Поэтому при закалке в масле, когда скорость охлаждения закаливаемой стали в интервале температур мартенситного превращения составляет 5—30° С/с, всегда имеет место отпуск мартенсита в процессе его образования. В связи с этим сталь, закаленная в масле, по сравнению со сталью, закаленной в воде, имеет на 5—10 единиц *HRC* меньшую твердость. Отпуск мартенсита при закалке в масле и малый перепад температур между тонкой и массивной зонами закаливаемого изделия исключают образование трещин [33].

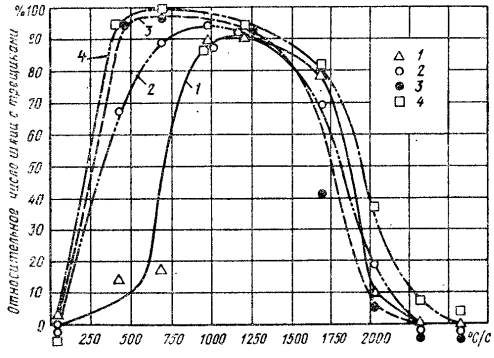


Рис. 19. Зависимость относительного количества трещин от интенсивности (скорости) охлаждения в интервале температур мартенситного превращения (300—150° С):
1 — сталь 45; *2* — 40Х; *3* — 40ХГРТ; *4* — 40ХНМА

При охлаждении с некоторой средней скоростью (погружение в воду, слабый душ или поток воды) наблюдается значительная неравномерность температур, что ведет к большим тепловым напряжениям в процессе закалки и трещинам. При большой скорости охлаждения (резкий душ или поток воды) температуры разных зон изделия в процессе закалки примерно одинаковы, тепловые напряжения невелики, что устраняет причины, приводящие к закалочным трещинам; твердость при этом достигает максимального значения.

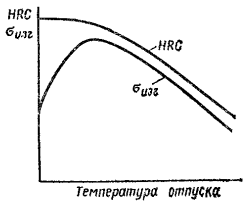


Рис. 20. Схема изменения твердости и прочности при изгибе поверхностно-закаленного стержня в зависимости от температуры отпуска

Применение самоотпуска (120—150° С) при интенсивном охлаждении уменьшает возможность появления трещин при закалке. В связи с этим склонную к трещинообразованию сталь 40ХНМА для полной гарантии от появления трещин целесообразно закаливать с самоотпуском при температуре 120—150 °С. При такой температуре самоотпуска твердость практически не снижается и находится для сталей с содержанием углерода 0,4—0,45% на уровне *HRC* 60—62.

Контроль за качеством поверхностной закалки осуществляется макроанализом. Для выявления макроструктуры закаленного слоя рекомендуется так называемый тройной реактив, который окрашивает зоны слоя, имеющие мартенситную структуру, в светлый цвет, а зоны, имеющие структуру троостита или сорбита, — в темный. Таким образом, если на какой-либо части поверхности имело место недостаточно быстрое охлаждение при закалке, которое привело к образованию трооститной структуры, то оно надежно выявляется при применении этого реактива.

Помимо обнаружения трооститных пятен на поверхности закаленных деталей реактив используют для выявления распределения зоны закалки и ее глубины в сечении поверхностно-закаленной детали.

Состав I реактива: 30 см³ концентрированной HNO_3 + 970 см³ дистиллированной воды; состав II реактива: 150 г хромистого ангидрида (CrO_3) + 850 см³ дистиллированной воды + 4 см³ концентрированной H_2SO_4; состав III реактива: 100 см³ концентрированной HCl + 900 см³ дистиллированной воды + несколько кристалликов хлористого олова + несколько зерен металлического олова.

Макротравление осуществляется в следующей последовательности:

1) образец погружается в реактив I и выдерживается до полного почернения поверхности;

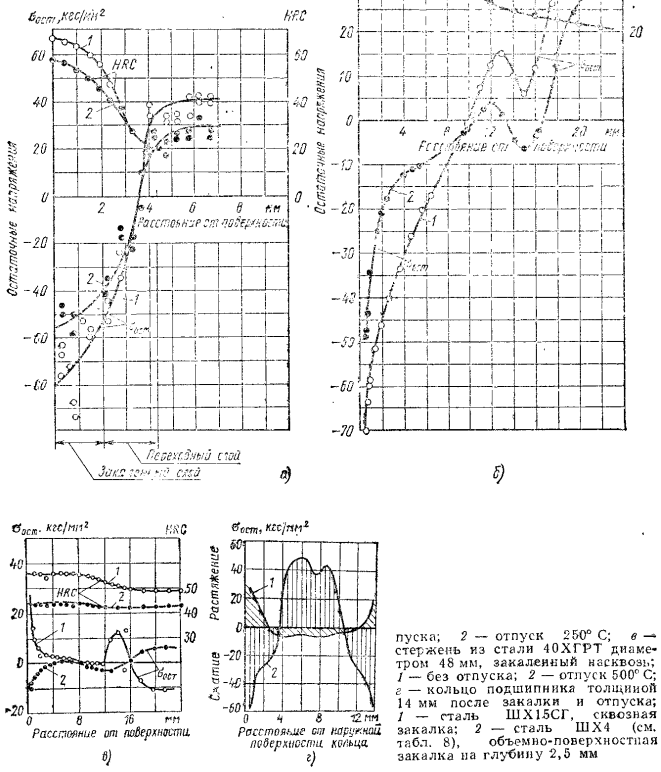
2) образец промывается струей воды (желательно теплой) и погружается в реактив II, где выдерживается до полного осветления поверхности;

3) образец снова промывается в струе теплой воды и погружается в реактив III, где выдерживается 2—3 мин; этот реактив закрепляет окраску макротравления; окончательной операцией является промывание образца в теплой воде и его сушка.

Влияние низкого отпуска на свойства поверхностно-закаленной стали. В целях достижения наиболее высоких свойств изделий после поверхностной закалки их необходимо отпускать при низких температурах (150—250° С). Более высокие температуры применять не следует, так как это приводит к снижению твердости, статической (рис. 20) и усталостной прочности, износостойкости поверхностно-закаленных изделий.

Поверхностно-закаленная неотпущенная сталь разрушается хрупко (см. рис. 20). Низкий отпуск, незначительно снижая твердость поверхностно-закаленного изделия, существенно (часто в 1,5—2 раза) повышает сопротивление стали хрупкому разрушению. На рис. 21 приведены эпюры остаточных напряжений после поверхностной закалки при индукционном нагреве. В поверхностно-закаленной детали имеет место упругое сжатие поверхностных слоев ($\sigma = 70 \div 80$ кгс/мм²), сердцевина растянута при напряжении 30—40 кгс/мм².

Рис. 21. Характерные эпюры остаточных напряжений I рода в поверхностно и насквозь закаленных деталях:
а — стержень из стали 45 диаметром 30 мм, подвергнутый поверхностной закалке на глубину 2 мм; *1* — без отпуска; *2* — отпуск 180° С; *б* — стержень из стали 47ГТ (табл. 8) диаметром 48 мм, подвергнутый объемно-поверхностной закалке на глубину 7 мм [29]; *1* — без отпуска; *2* — отпуск 250° С; *в* — стержень из стали 40ХГРТ диаметром 48 мм, закаленный насквозь; *1* — без отпуска; *2* — отпуск 500° С; *г* — кольцо подшипника толщиной 14 мм после закалки и отпуска; *1* — сталь ШХ15СГ, сквозная закалка; *2* — сталь ШХ4 (см. табл. 8), объемно-поверхностная закалка на глубину 2,5 мм



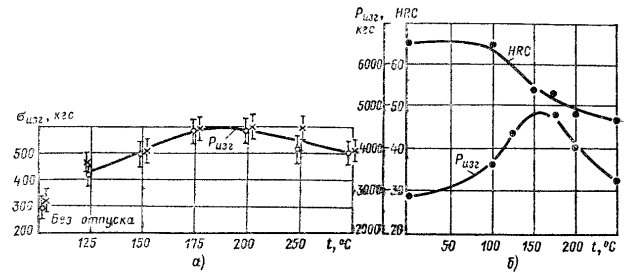


Рис. 22. Влияние низкого отпуска на прочность стали, закаленной при индукционном нагреве [26]:
а — насквозь закаленный стержень диаметром 6 мм; *б* — поверхностно-закаленный стержень диаметром 12,5 мм

Низкий отпуск, как это видно из рис. 21, на 25—30% снижает как сжимающие напряжения в поверхностных слоях, так и растягивающие в сердцевине.

Такое распределение внутренних напряжений (сжатие в поверхностных слоях) весьма благоприятно, так как увеличивает усталостную прочность деталей и уменьшает чувствительность к концентраторам напряжений. После сквозной закалки в поверхностных слоях деталей нередко образуются напряжения растяжения (рис. 21, *в* и *г*).

На рис. 22 показано влияние низкого отпуска на прочность стали, закаленной при индукционном нагреве. Прочность как насквозь закаленных образцов (т. е. прочность слоя закалки), так и поверхностно-закаленных значительно увеличивается при низком отпуске (в данном случае примерно в 2 раза), поэтому после поверхностной закалки обязательно применение низкого отпуска (или самоотпуска).

Низкий отпуск исключает самопроизвольный распад мартенсита, который протекает в неотпущенных изделиях, и приводит к изменению их размеров и короблению [24]. В связи с этим поверхностная закалка без отпуска (самоотпуска) может быть использована лишь при упрочнении малонагруженных деталей, для которых изменение размеров и деформация не влияют на их работоспособность.

Самоотпуск при индукционной закалке. Закалкой с самоотпуском обычно называют такой режим закалки, при котором охлаждение детали прерывается с тем, чтобы остаточная теплота, сохранившаяся в детали, произвела отпуск (рис. 23).

Самоотпуск можно осуществлять двумя способами:

1) по истечении определенного времени после окончания охлаждения, обычно через 10—30 с (в точке *4* на рис. 23) деталь подвергается повторному охлаждению водой (душем или погружением);

2) деталь после прекращения охлаждения при закалке выдерживается на воздухе, медленно охлаждаясь до температуры окружающей среды (что занимает обычно до 30—40 мин).

Регулирование температуры самоотпуска производится изменением времени охлаждения при закалке (период 2—3). Чем короче этот период, тем больше остаточная теплота в детали и тем выше температура самоотпуска.

Применение самоотпуска при поверхностной закалке позволяет: 1) исключить отпуск в печи и создать условия для выполнения термической обработки в едином

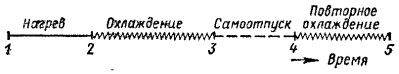


Рис. 23. Временной график процесса индукционной закалки с самоотпуском

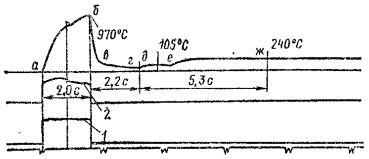


Рис. 24. Осциллографическая запись процесса индукционной закалки с самоотпуском:
1 — ток индуктора; *2* — напряжение на индукторе

технологическом потоке с полной автоматизацией процесса; 2) надежно предохранить детали от появления закалочных трещин.

При правильно выбранном режиме самоотпуска достигаются результаты, идентичные получаемым при отпуске в печи [24].

На рис. 24 приведена осциллограмма процесса индукционной закалки стальной детали с самоотпуском, из которой видно, что самоотпуск представляет собой отпуск с весьма короткой выдержкой при максимальной его температуре.

Зависимость твердости поверхностно-закаленной стали 45 от температуры отпуска и самоотпуска (рис. 25) показывает, что для получения равной твердости при самоотпуске необходимо применять более высокие температуры, чем при отпуске в печи. Для стали 45 это превышение составляет 75—85° С при температуре отпуска до 300° С и 100—125° С при более высоких температурах. Для стали 40Х превышение составляет соответственно 50—65° С и 65—75° С.

Снижение твердости происходит лишь в первые моменты воздействия самоотпуска на закаленную структуру, завершаясь к моменту достижения последней максимальной температуры самоотпуска [24]. Время достижения поверхностью максимальной температуры самоотпуска зависит от того, насколько глубоко прогрета деталь, и чаще всего составляет 5—20 с.

Воздействие отпуска или самоотпуска на такие параметры поверхностно-закаленной стали, как статическая и усталостная прочность, величина остаточных напряжений I рода, ширина рентгеновской интерференционной линии и другие, можно надежно характеризовать степенью снижения твердости [24]. Это значит, что при неизменном режиме нагрева и охлаждения при закалке (а следовательно, и при одной и той же величине зерна аустенита и одинаковой глубине закаленного слоя) указанные выше свойства поверхностно-закаленной и отпущенной детали зависят от окончательного значения твердости, т. е. равной твердости соответствуют равные свойства независимо от вида отпуска: самоотпуска или отпуска при нагреве в печи (рис. 26 и 27).

Поверхностная закалка (при поверхностном индукционном нагреве). При этом виде поверхностного упрочнения стали глубина закалки на мартенсит примерно равна глубине слоя, нагретого до надкритических температур. Более

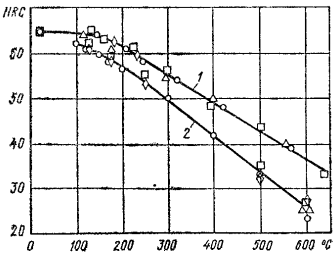


Рис. 25. Зависимость твердости поверхности поверхностно-закаленной стали 45 от температуры отпуска и самоотпуска:
1 — самоотпуск 30 с; *2* — отпуск в печи 1,5 ч

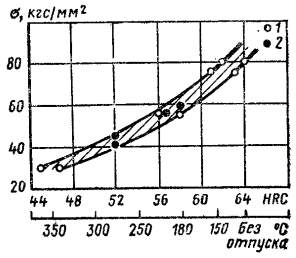


Рис. 26. Зависимость величины напряжений I рода от твердости стали, закаленной с самоотпуском или отпуском в печи:
1 — самоотпуск; *2* — отпуск в печи

глубокие слои детали, чем слой закалки (за исключением небольшого переходного слоя) упрочнению не подвергаются.

Поверхностный нагрев в целях максимальной экономии электроэнергии необходимо осуществлять с возможно большей скоростью, т. е. за наиболее короткое время, что требует применения сравнительно высоких удельных мощностей.

При поверхностной закалке с поверхностного нагрева скорость нагрева в области фазовых превращений обычно составляет 30—300° С/с, время нагрева под закалку 2—10 с, а удельная мощность 0,5—1,5 кВт/см². Схема распределения структур и твердостей, достигаемых при поверхностной закалке с поверхностным нагревом доэвтектоидных сталей, дана на рис. 28[1].

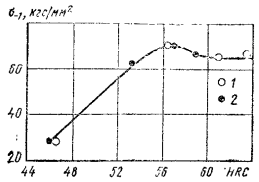


Рис. 27. Зависимость предела выносливости от твердости поверхностно-закаленных образцов с надрезом, подвергнутых самоотпуску (*1*) и отпуску (*2*) в печи [23]

Твердость по сечению поверхностно-закаленного стального изделия (рис. 28) соответствует распределению структур. Слой закалки (мартенсита) на поверхности изделия имеет высокую твердость; при резком охлаждении и содержании углерода в стали в пределах 0,4—0,6% она составляет обычно *HRC* 60—65. Последующий низкий отпуск несколько снижает твердость (см. рис. 25).

Глубина слоя закалки и глубина переходного слоя зависят от частоты тока, удельной мощности, длительности нагрева, длительности паузы между концом нагрева и началом охлаждения. При этом наблюдаются некоторые общие закономерности.

1. Как видно из табл. 2, на данной частоте тока можно получать разную глубину нагрева и закалки, при этом верхнее значение рациональной глубины нагрева в 6—8 раз превосходит нижний ее уровень. Для получения на данной частоте тока меньшего значения глубины нагрева и закалки необходимо применять большее значение удельной мощности и меньшую длительность нагрева. И, наоборот, для увеличения глубины нагрева и закалки следует уменьшать значение удельной мощности и увеличивать время нагрева. Эти положения иллюстрируются данными табл. 6 [3].

[1] Необходимо иметь в виду, что увеличение скорости нагрева сдвигает критические точки Ac_1 и Ac_3 к более высоким температурам тем больше, чем выше скорость нагрева.

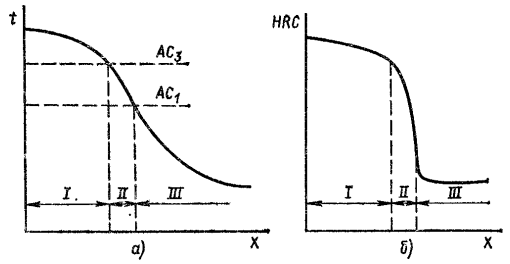


Рис. 28. Схема распределения температур при нагреве под закалку, структур и твердости в сечении образца из доэвтектоидной стали, подвергаемого поверхностной закалке при поверхностном нагреве (*x* — расстояние от поверхности):
а — распределение температуры и структур; *б* — распределение твердости и структур; *I* — мартенсит; *II* — мартенсит + феррит; *III* — феррит + перлит

Таблица 6. Режимы индукционной закалки цилиндрических деталей диаметром 20—80 мм [3]

Глубина закалки, мм	Удельная мощность, кВт/см²	Время нагрева, с	Удельная энергия, кВт·с/см²
Частота тока 2000 Гц			
1,5	1,4	2,0	2,8
2,0	1,35	2,5	3,4
3,0	1,2	3,4	4,1
4,0	1,05	4,3	4,5
5,0	0,95	5,1	4,9
6,0	0,8	6,3	5,1
Частота тока 300 000 Гц			
1,0	0,9	2,5	2,25
2,0	0,5	9	4,5
3,0	0,4	15	6,0
4,0	0,3	22	6,6
5,0	0,25	28	7,0
6,0	0,2	36	7,2
8,0	0,15	50	7,5

Примечание. Приведенные в таблице данные для частоты 2000 Гц практически не отличаются от данных для частоты 2400 Гц, соответствующей современному стандарту. Данные для частоты 300 000 Гц справедливы для частот от 200 000 до 400 000 Гц.

Таблица 7. Удельная мощность, необходимая для осуществления поверхностной закалки [34]

Частота, кГц	Диапазон глубин закалки, мм	Удельная мощность, кВт/см²		
		наименьшая возможная	оптимальная	максимальная
1	2	3	4	5
500	0,4—1,1	0,70	0,90	1,1
	1,1—2,2	0,30	0,50	0,70
10	1,5—2,3	0,70	1,0	1,5
	2,3—3,0	0,50	1,0	1,4
	3,0—4,0	0,50	1,0	1,3
1	5,0—7,0	0,50	1,0	1,1
	7,0—9,0	0,50	1,0	1,1

Примечания. 1. Данные справедливы для методов одновременной и непрерывно-последовательной закалки, однако для последней желательно не применять нижний предел по удельной мощности;

2. Данные графы 4 соответствуют получению оптимальной структуры;

3. Данные графы 3 дают наименьшую мощность генератора, одинако при повышенном расходе электроэнергии;

4. Использование данных графы 5 обеспечивает наибольшую производительность установки при наименьшем расходе энергии на одну деталь.

2. При данной частоте тока одна и та же глубина слоя закалки (по мартенситу) может быть получена при разных удельных мощностях; снижение значения удельной мощности требует соответственно увеличения времени нагрева. При этом удельная энергия (энергия, затрачиваемая на нагрев 1 см² поверхности изделия) и глубина переходного слоя возрастают. Повышение удельной мощности вызывает обратный эффект: уменьшение удельной энергии и глубины переходного слоя.

3. Как видно из данных табл. 2 и 6, в определенных пределах одна и та же глубина нагрева и закалки может быть получена на разных частотах тока. При этом снижение частоты тока требует соответственного повышения удельной мощности и сокращения времени нагрева, что приводит к уменьшению глубины переходного слоя и удельной энергии. Увеличение частоты тока дает обратный эффект.

Как было указано выше, выбор режима нагрева и закалки обычно проводится посредством выполнения так называемого закалочного ряда (см. рис. 15). Для этого при неизменной настройке установки закаливают несколько деталей с различным, постепенно повышающимся временем нагрева. Если при оптимальном качестве слоя закалки (мелком зерне аустенита — не крупнее 11-го балла, высокой твердости) глубина слоя закалки отличается от требуемой по техническим условиям, то следует посредством изменения режима установки выбрать другой уровень удельной мощности (а следовательно, и скорости нагрева) и выполнить закалку и исследование нового закалочного ряда.

Для получения более тонкого слоя увеличивают удельную мощность, для достижения более глубокого слоя ее уменьшают. При достаточном опыте часто закалочный ряд ограничивают двумя-тремя деталями.

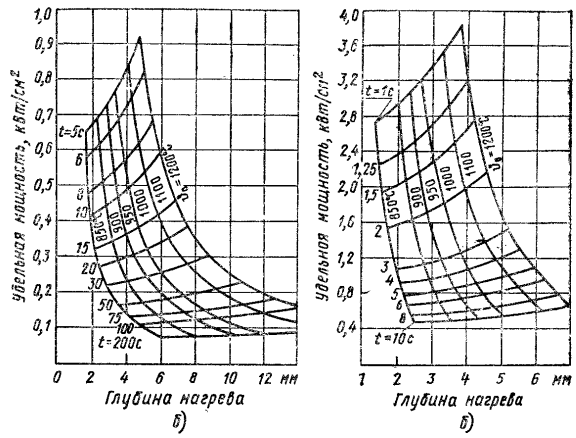


Рис. 29. Графики для ориентировочного выбора удельной мощности и времени нагрева в зависимости от необходимой глубины нагрева и температуры поверхности v_0 стали [36]

а — частота тока 10 кГц; *б* — частота тока 4 кГц

Для получения одной и той же глубины закалки можно применять значения удельной мощности, отличающиеся в 2—3 раза, изменяя соответственно длительность нагрева.

В связи с этим, как указывалось выше, следует стремиться к выполнению нагрева за возможно короткое время, что позволит снизить расход энергии, повысить производительность закалочного устройства и снизить деформацию изделий, подвергаемых закалке при несквозном нагреве сечения детали. Во всех случаях необходимо при нагреве под закалку обеспечить мелкое зерно аустенита в соответствии с рекомендациями, приведенными выше (см. табл. 4).

Дополнительные возможности регулирования глубины закаленного слоя дает изменение частоты тока, повышение которой облегчает получение более тонкого слоя закалки.

Выбор значений удельной мощности (что необходимо для выбора мощности генератора и питающей сети) можно производить по данным табл. 6 [3] и 7 [34].

На рис. 29 приведена номограмма для выбора удельной мощности и времени нагрева [35, 36]. Сопоставление этих данных, достаточно надежно проверенных на практике, показывает, что в выборе значений удельной мощности может быть допущена довольно большая свобода.

Объемно-поверхностная закалка (при глубинном индукционном нагреве). Широкий опыт использования в производстве поверхностной закалки при поверхностном нагреве показал, что наряду с большими технико-экономическими преимуществами этому методу термической обработки свойственны следующие недостатки:

1) недостаточная статическая прочность тяжелонагруженных деталей машин, особенно имеющих значительное по размерам рабочее сечение (например, с диаметрами, превышающими 30 мм), как следствие того, что при этом методе сердцевина изделия не упрочняется, а в поверхностных слоях не всегда может быть достигнуто мелкокристаллическое строение закаленного слоя (зерно аустенита 11-го балла и мельче);

2) недостаточная износостойкость и контактная прочность (стойкость против контактного выкрашивания) как следствие использования в большинстве случаев при поверхностной закалке доэвтектоидных сталей, содержащих 0,4—0,5% С;

3) трудность или невозможность осуществления равномерного поверхностного нагрева и закалки деталей, имеющих сложную форму, например шестерен среднего модуля, колец подшипников качения, крестовин и т. п.

Стремление преодолеть эти недостатки метода поверхностной закалки при поверхностном нагреве привело к созданию нового варианта поверхностной закалки — объемно-поверхностной закалки (при глубинном индукционном нагреве). Главные особенности этого способа термической обработки приведены ниже.

1. Глубина нагрева до надкритических температур превышает необходимую глубину слоя по мартенситу не менее чем в 2 раза.

При этом, как правило, сечение зоны, определяющей нагрузочную способность детали (например, зуба шестерен, поперечное сечение стержневой детали), прогревается под закалку насквозь.

Однако применяемая сталь имеет ограниченную, регламентированную, прокаливаемость, уровень которой выбран так, что при интенсивном охлаждении быстродвижущейся водой закалка на мартенсит достигается только на части слоя, нагретого до закалочных температур. Более глубокие слои закаливаются на структуру тонкого перлита (троостита или сорбита закалки). Таким образом, за один прием осуществляется закалка поверхностного слоя на мартенсит и упрочнение сердцевины рабочего сечения детали, что существенно повышает конструктивную прочность деталей [26, 29, 30].

2. Для осуществления этого метода поверхностной закалки применяются марки стали с регламентированной (РП), в частном случае пониженной (ПП) прокаливаемостью. Уровень прокаливаемости сталей РП и ПП выбирается применительно к размеру упрочняемого поперечного сечения детали с тем, чтобы глубина слоя закалки до структуры полумартенсита составляла 0,15—0,2 от диаметра или толщины упрочняемого сечения [26, 30, 28].

3. Для обеспечения глубинного (в частных случаях сквозного) нагрева изделий необходимо применять невысокие его скорости (2—10° С/с) или изотермическую выдержку при выбранной температуре, во всех случаях для получения высоких свойств изделий режим аустенитизации должен выбираться так, чтобы он не приводил к росту зерна аустенита, которое должно соответствовать 11—12-му баллу стандартной шкалы.

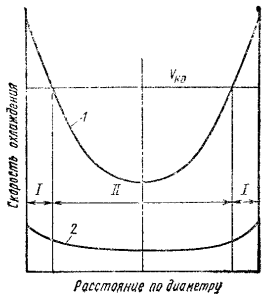
Для выполнения сравнительно медленного нагрева необходимы небольшие удельные мощности в пределах 0,05—0,2 кВт/см², при этом время нагрева обычно лежит в пределах 20—100 с. При таких режимах аустенитизации имеется достаточное время для того, чтобы при нагреве доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей в аустените в должной мере успела пройти диффузия углерода и легирующих элементов и была достигнута необходимая их концентрация в твердом растворе. При скоростных режимах нагрева, применяемых при поверхностной закалке с поверхностного нагрева, это удается не всегда, вследствие чего наблюдается неравномерное строение мартенсита, отрицательно сказывающееся на свойствах поверхностно-закаленных деталей. Наиболее стабильно и целесообразно глубинный индукционный нагрев может быть осуществлен с программным его регулированием (см. стр. 250).

При объемно-поверхностной закалке (с глубинным нагревом) применение интенсивного охлаждения быстродвижущимся потоком воды или душем является принципиально необходимым. Как это видно из схемы, приведенной на рис. 30 (кривая *1*), в этом случае по сечению упрочняемого изделия создается значительный перепад скоростей охлаждения.

На поверхности изделия скорость охлаждения в интервале температур перлитного превращения составляет 4000—20 000° С/с, а в глубинных его слоях, расположенных на расстоянии 5—10 мм, снижается до скоростей, меньших 100° С/с. Если критическая скорость закалки обрабатываемой стали имеет значение, лежащее в этом интервале скоростей, то поверхностный слой *I* закаливается на мартенсит и имеет высокую твердость и прочность (обычно *HRC* 60—65, $\sigma_в$ = = 230÷250 кгс/мм²), а более глубокие слои *II*, где скорость охлаждения меньше

Рис. 30. Схема распределения скоростей охлаждения и структур в сечении стального тела, подвергаемого объемно-поверхностной закалке с глубинного индукционного нагрева:

I — слой мартенсита; *II* — структура трооститного типа; *1* — распределение скоростей охлаждения по сечению закаливаемой детали при интенсивном охлаждении (водяной поток или душ); *2* — то же, при неинтенсивном охлаждении (например, в масле)



критической, закаливаются на структуру тонкой ферритоцементитной смеси — троостита или сорбита закалки (обычно *HRC* 30—40, $\sigma_в$ = 100÷120 кгс/мм²).

С другой стороны, при неинтенсивном охлаждении (например, погружением в масло), как это видно из кривой *2* (рис. 30), по сечению детали при закалке создается весьма небольшой градиент скоростей охлаждения, при котором даже небольшое отклонение значения критической скорости закалки приводит либо к сквозной закалке сечения детали на мартенсит, либо к закалке на структуру трооститного типа.

В работе [26] показано, что при охлаждении в масле объемно-поверхностная закалка стали может быть получена только на деталях больших размеров: цилиндров с диаметром, большим 170 мм, и пластин с толщиной, большей 120 мм, в то время, как при закалке душем или потоком воды эти размеры снижаются примерно до 10 мм.

Стали для объемно-поверхностной закалки с пониженной (ПП) и регламентированной (РП) прокаливаемостью. Сортамент сталей типа ПП и РП, предназначенных специально для изготовления поверхностно-закаленных деталей, приведен в табл. 8.

Стали должны иметь малую склонность к росту зерна аустенита при нагреве под закалку, что не только предопределяет их высокое сопротивление хрупкому разрушению в закаленном состоянии, но также резко снижает вероятность появления закалочных трещин и упрощает требования к стабильности и точности работы устройств, дозирующих режим индукционного нагрева под закалку.

Для обеспечения высоких прочностных свойств упрочняемых изделий прокаливаемость должна быть согласована с размером их рабочего сечения, с тем, чтобы глубина закаленного слоя по полумартенситу составляла 15—20% от диаметра или толщины детали в наиболее нагруженной ее зоне [26].

Глубина закалки по полумартенситу, равная 15% от диаметра или толщины изделия, может быть получена при значениях критической скорости закалки и идеальных критических диаметров, приведенных в табл. 9.

Для уменьшения разницы в прокаливаемости разных плавок одной и той же марки стали необходимо: а) в марочном составе назначать суженные пределы по содержанию легирующих элементов (например, разброс по содержанию маргаица, кремния и хрома в пределах 0,15—0,2%); б) вводнть при выплавке в сталь элементы-модификаторы (например, алюминий, титан, цирконий, ванадий, ниобий), что позволяет обеспечивать стабильно низкую склонность стали к росту зерна аустенита.

Обычно применяемое содержание модификаторов: титана 0,06—0,12%, ванадия, ниобия, циркония 0,1—0,2%. Алюминий вводится в жидкую сталь после раскисления в количестве до 1 кг на тоину. Часть из этого количества расходуется как раскислитель, а остальная как модификатор.

Таблица 8. Химический состав сталей ПП и РП (в %), применяющихся на машиностроительных заводах (по данным ГОСТ и технических условий)

Тип стали	Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	S	P	Прочие элементы	Примечание
ПП	58 (55ПП) *	0,55—0,63	0,1—0,3	Не более 0,2	Не более 0,15	Не более 0,25	Не более 0,2	—	Не более 0,04	Не более 0,04	Сумма Mn, Cr, Cu ≤0,5%	ГОСТ 1050—74
	54ПП *	0,52—0,58	0,30	0,2	0,15	0,2	0,2	—	0,04	0,04	—	Т. у. Кузнецкого металлургического комбината имени В. И. Ленина
	55ПП *	0,54—0,62	0,3	0,2	0,15	0,2	0,2	—	0,04	0,04	—	То же
РП	47ГТ	0,44—0,51	Не более 0,17	1,0—1,2	Не более 0,25	Не более 0,25	0,2	0,06—0,12	Не более 0,04	Не более 0,04	—	Т. у. Череповецкого им. 50-летия СССР и Челябинского металлургических заводов
	ШХ4	0,95—1,05	0,15—0,3	0,15—0,3	0,35—0,5	0,3	0,25	—	0,02	0,027	Ni + Cu не более 0,5	ГОСТ 801—78

* Титан применяется как технологическая присадка в количествах до 0,1%, однако его содержание в готовом металле не нормируется.

Рис. 31. Макрофотографии разрезов деталей, подвергнутых объемно-поверхностной закалке:

а — шестерня, наружный диаметр 380 мм, модуль 6 мм, сталь 55ПП; *б* — крестовина карданного вала грузового автомобиля, диаметр цилиндрических частей 28 мм, сталь 55ПП; *в* — роликовый подшипник для букс железнодорожных вагонов, толщина стенок колец 14 мм, сталь ШХ4; автомобильная полуось, диаметр стержня 48 мм, сталь 47ГТ

Стали для поверхностной закалки (в частности, сталь типа ПП) могут выплавляться в литейных цехах машиностроительных заводов из отходов производства [19].

В табл. 10 и на рис. 31 даны примеры применения объемно-поверхностной закалки для упрочнения тяжелонагруженных деталей машин.

Таблица 9. Значения критических скоростей закалки и идеальных критическкх диаметров, обеспечивающих при сквозном нагреве бесконечных цилиндров и пластин объемно-поверхностную закалку на глубину 0,15 от диаметра или толщины

Диаметр или толщина закаливаемого тела,	Глубина закалки до полумартенсита, мм	Критическая скорость закалки в интервале 700—500° С/с	Идеальный критический диаметр, мм
10	1,5	880/560	8,0/10
20	3,0	280/165	14/19
30	4,5	155/75	19/27
50	7,5	65/40	29/36
100	15	20/15	52/60

Примечание. Числитель — бесконечный цилиндр, знаменатель — бесконечная пластина.

Таблица 10. Примеры использования в машиностроении объемно-поверхностной закалки для упрочнения тяжелонагруженных деталей машин

Завод	Наименование детали	Марка стали	
		старая *	новая
ЗИЛ	Ведомые цилиндрические шестерни заднего моста	30ХГТ	58 (55П)
ЗИЛ	Полуоси	40ХГРТ	47ГТ
КамАЗ	Крестовины кардана всех автомобилей	20ХГНРТ	58 (55ПП)
ГАЗ	Ведомые конические шестерни заднего моста грузовых автомобилей	20ХНМ	58 (55 ПП)
	Полуоси грузовых автомобилей	30ХГСА	40
ГПЗ-8, г. Харьков	Детали буксовых подшипников железнодорожных вагонов	ШХ15СГ	ШХ4
Люблинский литейно-механический завод	Ведущие шестерни электровозов и моторных вагонов. Поршневые пальцы дизельных двигателей тепловозов	12ХН3А	58 (55ПП)
Владимирский тракторный завод	Ведомые шестерни бортовой передачи трактора	18ХГТ	58 (55ПП), 54ПП
	Шестерни коробки передач	18ХГТ	
Алтайский тракторный завод	Шестерни трелевочного трактора	18ХГТ	58 (55ПП)
Кременчугский автозавод им. 50-летия Советской Украины	Полуоси автомобилей	40ХНМА	47ГТ

Примечания: 1. Для всех деталей, кроме полуосей и буксовых подшипников, объемно-поверхностная закалка (ОПЗ) заменила цементацию.
2. Для полуосей ОПЗ заменила сквозное термическое улучшение, а для буксовых подшипников — сквозную закалку + низкий отпуск.

* До введения нового процесса.

Данные сравнительных испытаний прочностных свойств деталей, упрочненных объемно-поверхностной закалкой и другими методами, приведены в работах [16, 17, 26—30], а примеры автоматизированного оборудования для электротермообработки — в работах [16, 31].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Абрамова В. П.** Реактив для выявления границ зерна аустенита. — Заводская лаборатория, 1962, № 5, 598 с.
2. **Блантер М. Е.** Фазовые превращения при термической обработке стали. М.: Металлургиздат, 1962. 268 с.
3. **Вологдин В. П.** Поверхностная индукционная закалка. М.: Оборонгиз, 1947. 292 с.
4. **Головин Г. Ф., Зимин Н. В.** Исследование душевого способа охлаждения. — Тр. НИИТВЧ, вып. 4, Л., 1963, с. 70—81.
5. **Головин Г. Ф., Замятнин М. М.** Высокочастотная термическая обработка, М.: Машиностроение, 1968. 228 с.
6. **Головин Г. Ф., Зимин Н. В.** Охлаждающая способность некоторых сред при душевом способе их подачи на поверхность изделия. — В кн.: Промышленное применение токов высокой частоты в электротермии. Л.: Машгиз, 1961, с. 91—101.
7. **Головин Г. Ф.** Остаточные напряжения, прочность и деформации при поверхностной закалке токами высокой частоты. М.: Машиностроение, 1973, 144 с.
8. **Гриднев В. Н., Мешков Ю. Я., Трефилов В. И.** Физические основы электротермического упрочнения стали. Киев: Наукова думка, 1973. 336 с.
9. **Дорофеев Г. И.** Измерение тока индуктора при индукционном нагреве. М.: ВИНИТИ, Сер. 26 № Т-56-305/11. 1956. 15 с.
10. **Кидин И. Н.** Термическая обработка стали при индукционном нагреве. М.: Металлургиздат, 1950. 316 с.
11. **Кидин И. Н., Маршакин А. Н.** О некоторых факторах упрочняющего воздействия электронагрева при обработке стали. — В кн.: Термообработка при индукционном нагреве. М.: МДНТП, 1968, с. 3—11.
12. **Кидин И. Н.** Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1969. 376 с.
13. **Коломейцева М. Б., Кулаков Л. Н., Пушкарев С. М.** Программное регулирование индукционного нагрева. М.: Энергия, 1972, 58 с.
14. **Лозинский М. Г.** Промышленное применение индукционного нагрева. М.: Изд-во АН СССР, 1958, 472 с.
15. **Металловедение** и термическая обработка: Справочник/Под ред. М. Л. Бернштейна и А. Г. Рахштадта. М.: Металлургиздат, 1962, Т. 2, 656 с.
16. **Натанзон Е. И.** Индукционный нагрев в автомобилестроении. М.: Машиностроение, 1969. 124 с.
17. **Остр[illegible]вский Г. А., Шепеляковский К. З.** Влияние предварительной термической обработки на дисперсность включений и величину устойчивого зерна аустенита. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1966, № 11, с. 30—33.
18. **Повышение** прочности картеров ведущих мостов автомобилей за счет применения электротермической обработки/В. А. Огневский, А. Г. Орловский, Г. А. Островский и др. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1977, № 9, с. 37—41.
19. **Постников Ю. Я., Шепеляковский К. З., Кальнер В. Д.** Сталь для точных отливок, подвергающихся поверхностной закалке. — Литейное производство, 1970, № 10, с. 12—13.
20. **Раузин Я. Р.** Термическая обработка хромистой стали. М.: Машиностроение, 1978. 276 с.
21. **Слухоцкий А. Е., Рыскин С. Е.** Индукторы для индукционного нагрева. Л.: Энергия, 1974. 264 с.
22. **Смириова А. В., Краснова А. К.** Методы выявления и определения величины зерна аустенита в стали. — Стандартизация, 1963, № 5, с. 23—28.
23. **Физическое** металловедение/Под ред. Р. Кана. М.: Мир, 1968. т. 2. 492 с.
24. **Шепеляковский К. З.** Самоотпуск стали при высокочастотной закалке. М.: Машгиз, 1955. 108 с.
25. **Шепеляковский К. З., Зеленова В. Д., Островский Г. А.** Исследование свойств и структуры закаленного слоя стали при различных режимах закалки ТВЧ. — Тр. НАМИ, М., 1963, вып. 56, с. 43—93.
26. **Шепеляковский К. З.** Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве. М.: Машиностроение, 1972. 288 с.
27. **Шепеляковский К. З., Девяткин В. П., Ушаков Б. К.** Индукционная поверхностная закалка деталей подшипников качения. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1974, № 1, с. 17—21.
28. **Шепеляковский К. З., Девяткин В. П., Бернштейн Б. О.** Прочностные характеристики высокоуглеродистой стали регламентированной прокаливаемости после объемноповерхностной закалки. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1976, № 5, с. 40—44.
29. **Шкляров И. Н.** Поверхностная закалка при глубинном индукционном нагреве полуосей грузовых автомобилей ЗИЛ-130. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1966, № 7, с. 33—39.
30. **Шкляров И. Н.** Сопротивление малым пластическим деформациям валов, подвергнутых поверхностной индукционной закалке. — Вестник машиностроения, 1967, № 12, с. 59—63.

31. **Шкляров И. Н., Орловский А. Г.** Автоматизированное оборудование для термической обработки при индукционном нагреве. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1977, № 9, с. 24—28.
32. **Шкляров И. Н., Гласко В. Б., Кулик Н. И.** Исследование с помощью ЭВМ температурных полей при нагреве ТВЧ цилиндрических деталей. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1977, № 9, с. 30—33.
33. **Шкляров И. Н., Богатырев Ю. М., Шепеляковский К. З.** Влияние скорости охлаждения на образование трещин при закалке стали. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1967, № 4, с. 15—22.
34. **Induction** hardening and tempering. By ASM Committee on Induction hardening Metals Park, Ohio USA, 1964. 229 p.
35. **Reinke F.** Das Single-Shot-Verfahren der induktiven Oberflächenhärtung mit statischen Umrichten. — Elektrowärme International, 1971, N. 4, S. 31—42.
36. **Reinke F. H.** Induktionshärtung aus der Sicht automatischer Fertigung. VI. Internationaler Elektrowärme-Kongress, N. 323, Brighton (England), May 1968, P. 19.

Глава 11

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ[1]

1. ВВЕДЕНИЕ В ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКУЮ ОБРАБОТКУ СТАЛИ

Химико-термической обработкой (ХТО) называется термическая обработка, заключающаяся в сочетании термического и химического воздействия с целью изменения состава, структуры и свойств поверхностного слоя стали.

При химико-термической обработке (ХТО) происходит поверхностное насыщение стали соответствующим элементом (C, N, Al, Cr, Si и др.) путем его диффузии в атомарном состоянии из внешней среды (твердой, газовой, паровой, жидкой) при высокой температуре.

Химико-термическая обработка нашла широкое применение в машиностроении. Большое число деталей массового применения подвергается цементации (науглероживанию), нитроцементации (азотонауглероживанию) и азотированию. Примером могут служить среднеразмерные шестерни, годовой выпуск которых в стране превышает 80 млн. шт. и другие многочисленные детали автомобилей, тракторов, сельскохозяйственных машин, металлорежущих станков, текстильных машин и т. д., упрочняемых цементацией, нитроцементацией или азотированием. Меньшее применение получили процессы насыщения стали металлами [алитирование (алюминирование), хромирование и т. д.], а также борирование.

Широкое применение химико-термической обработки объясняется тем, что большинство деталей машин и механизмов работает в условиях износа, кавитации, циклических нагрузок, коррозии (химической, электрохимической) при криогенных или высоких температурах, при которых максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях металла. Химико-термическая обработка, повышая твердость поверхности, износостойкость, кавитационную и коррозионную стойкость и создавая на поверхности благоприятные остаточные напряжения сжатия, увеличивает надежность и долговечность деталей машин.

В разработке и освоении процессов химико-термической обработки большую роль сыграли работы отечественных ученых: В. И. Архарова, Ю. Н. Грибоедова, Г. Н. Дубинина, Г. В. Земскова, И. С. Козловского, И. Е. Конторовича, Ю. М. Лахтина, Л. С. Ляховича, Н. А. Минкевича, А. Н. Минкевича, Д. А. Прокошкина, В. И. Просвирина, А. В. Смирнова и др.

Значительный вклад в развитие химико-термической обработке стали внесли А. Брамлей, Ф. Гальмиша, Э. Гудремон, К. Келли, И. Кембел, Ж. Лессю, А. Фри и др.

Процесс химико-термической обработки является гетерогенным, т. е. происходящим в различных соприкасающихся фазах, отделенных друг от друга поверхностью раздела.

Гетерогенные процессы обычно протекают многостадийно. Химико-термическая обработка включает три последовательные стадии.

1. Образование активных атомов в насыщающей среде вблизи поверхности или непосредственно на поверхности металла. Мощность диффузионного потока, т. е. количество образующихся в единицу времени активных атомов, зависит от состава и агрегатного состояния насыщающей среды, взаимодействия отдельных составляющих среды между собой, температуры, давления и состава стали.

[1] В данной и последующих главах используются термины широко применяемые в СССР.

Активность среды в данных условиях однозначно определяется потенциалом атмосферы.

2. Адсорбция (сорбция) образовавшихся активных атомов поверхностью насыщения. Адсорбция является сложным процессом, который протекает на поверхности насыщения нестационарным образом. Различают физическую (обратимую) и химическую адсорбцию (хемосорбцию). При химико-термической обработке оба типа адсорбции накладываются друг на друга. Физическая адсорбция приводит только к сцеплению адсорбированных атомов насыщающего элемента (адсорбата) с обрабатываемой поверхностью (адсорбентом) благодаря действию ван-дер-ваальсовых сил притяжения, и для нее характерна легкая обратимость процесса адсорбции (десорбция). При хемосорбции происходит взаимодействие между атомами адсорбата и адсорбента, которое по своему характеру и силе близко к химическому.

Адсорбция начинается прежде всего на тех участках поверхности, энергия которых максимальна. Адсорбированные атомы удерживаются на поверхности благодаря стремлению системы понизить запас свободной энергии. Адсорбция — всегда экзотермический процесс, приводящий к уменьшению свободной энергии.

Если химический потенциал диффундирующего элемента в насыщающей атмосфере выше, чем в обрабатываемом металле, адсорбированные атомы поглощаются обрабатываемым металлом, внедряясь в вакантные места решетки, в большом количестве имеющиеся на поверхности металла. Разность химических потенциалов $\Delta\mu$ насыщающей среды $\mu_{ср}$ и обрабатываемого металла μ_{Fe} служит термодинамическим стимулом процесса химико-термической обработки ($\Delta\mu = \mu_{ср} - \mu_{Fe}$).

Адсорбирующая способность обрабатываемой поверхности зависит от температуры, давления, состояния поверхности, природы металла и диффундирующего элемента и других факторов.

С повышением температуры константа скорости адсорбции уменьшается:

$$n = k\frac{e^{-\frac{Q}{RT}}}{\sqrt{T}},$$

где n — число адсорбированных атомов; k — постоянная; Q — теплота адсорбции.

С увеличением давления насыщающей среды количество адсорбированных атомов возрастает. Это следует учитывать при разработке технологического процесса химико-термической обработки.

3. Диффузия — перемещение адсорбированных атомов в решетке обрабатываемого металла. По мере накопления атомов диффундирующего элемента на поверхности насыщения возникает диффузионный поток от поверхности в глубь обрабатываемого металла (изделия). Процесс диффузии возможен только при наличии растворимости диффундирующего элемента в обрабатываемом металле и достаточно высокой температуре, обеспечивающей необходимую энергию атомам.

Указанные стадии процесса насыщения взаимосвязаны и влияют на кинетику химико-термической обработки, фазовый состав и структуру диффузионного слоя, а следовательно, на его свойства.

При химико-термической обработке приток активных атомов к обрабатываемой поверхности должен превышать количество атомов, отводимых от поверхности вглубь в результате диффузии.

Концентрация диффундирующего элемента на поверхности C_0 зависит от соотношения скоростей подачи диффундирующего элемента к поверхности и отвода его вглубь. Концентрация элемента на поверхности следовательно зависит от активности насыщающей среды (потенциала атмосферы) и скорости диффузии атомов с поверхности в глубь металла.

Чем больше активность насыщающей атмосферы (подача активных атомов) и ниже скорость диффузии, тем выше C_0. Однако при чрезмерно высокой скорости подачи атомов из внешней среды возможно выделение на обрабатываемой поверхности диффундирующего элемента (например, сажи при цементации,

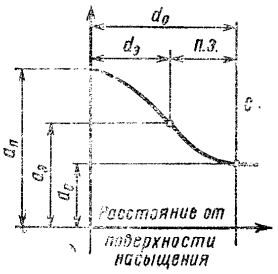


Рис. 1. Схема диффузионного слоя:
П. З. — переходная зона диффузионного слоя; *С* — сердцевина; d_0 — общая толщина диффузионного слоя; $d_э$ — эффективная толщина диффузионного слоя; $a_п$ — значение базового параметра у поверхности; $a_э$ — предельное значение базового параметра, установленное для эффективной толщины; $a_с$ — значение базового параметра сердцевины

хрома при хромировании и т. д.), что препятствует дальнейшему насыщению и снижает скорость химико-термической обработки.

Развитие процесса диффузии приводит к образованию в поверхностных слоях обрабатываемого металла диффузионной зоны, состоящей из твердых растворов или химических соединений.

Слой материала детали у поверхности насыщения, отличающийся от исходного по химическому составу, называется диффузионным слоем (ГОСТ 20495—75). Материал детали под диффузионным слоем, не затронутый воздействием окружающей активной среды, называют сердцевиной.

Под общей толщиной диффузионного слоя [1] понимают кратчайшее расстояние от поверхности насыщения до сердцевины. Эффективной толщиной диффузионного слоя называют часть общей толщины диффузионного слоя, которая определяется кратчайшим расстоянием от поверхности насыщения до мерного участка, характеризуемого установленным предельным номинальным значением базового параметра [2] (рис. 1). Прилегающая к сердцевине внутренняя часть диффузионного слоя, протяженность которой определяется разностью общей и эффективной толщин, получила название переходной зоны диффузионного слоя. Качественной и количественной характеристикой химико-термической обработки являются толщина диффузионного слоя, распределение концентрации диффундирующего элемента по толщине слоя, фазовый состав и свойства слоя (твердость, пластичность, сопротивление износу, коррозионная стойкость и т. д.). В зависимости от конкретных условий привлекается лишь необходимый набор контролируемых признаков.

Диффузия (механизм диффузии)

Интенсивность химико-термической обработки определяется главным образом ее диффузионной стадией, поэтому в дальнейшем основное внимание будет уделено рассмотрению механизма диффузии и зависимости диффузионных констант от различных параметров.

Под диффузией понимают перемещение атомов в кристаллическом теле на расстояния, превышающие средние межатомные данного металла.

Если перемещения атомов не связаны с изменением концентрации в отдельных объемах, то такой процесс называется *самодиффузией*.

Диффузия, сопровождающаяся изменением концентрации (например, при химико-термической обработке), называется *гетеродиффузией*. В тех случаях, когда гетеродиффузия сопровождается образованием новых фаз, что наиболее

[1] Допускается применение слова «глубина» в сочетании с наименованием процесса. Например: глубина цементации, глубина азотирования и т. д. (ГОСТ 20495—75).

[2] Под базовым параметром диффузионного слоя понимают параметр материала, служащий в данном испытании критерием изменения качества в зависимости от расстояния от поверхности насыщения. В качестве базового параметра принимают или концентрацию диффундирующего элемента, или свойства (твердость), или структурный признак (ГОСТ 20495—75).

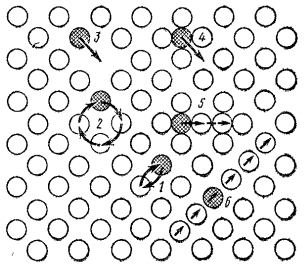


Рис. 2. Схема различных механизмов диффузии в металлах:
1 — обменный; *2* — кольцевой; *3* — вакансионный; *4* и *5* — междоузельный (прямой и вытеснением); *6* — краудионный

часто имеет место при химико-термической обработке (цементации, азотировании и др.), она называется *реактивной диффузией*.

Основной вид теплового движения атомов в кристаллической решетке — это колебания их около положения равновесия.

В основе процесса диффузии лежит атомный механизм, при котором каждый атом совершает более или менее случайные блуждания, т. е. ряд скачков между различными равновесными положениями в решетке. Для осуществления элементарного акта диффузии атом должен преодолеть энергетической барьер, величину которого определяет энергия активации Q. Средняя тепловая энергия атомов E_Q всегда меньше значения Q и линейно связана с температурой $E_Q = 3KT$, где K — константа Больцмана.

В связи с этим для того, чтобы диффузия стала возможной, нужна флуктуация энергии, т. е. $E_{фл} \geqslant Q$.

При среднем значении кинетической энергии E_Q в металле всегда имеется достаточное количество атомов, обладающих энергией $E_{фл} \geqslant Q$. В процессе диффузии атом на время теряет избыточную кинетическую энергию, но, взаимодействуя с соседними атомами, может вновь приобрести энергию $E_{фл}$, необходимую для нового акта диффузии. Относительное время, в течение которого атом обладает энергией, достаточной для преодоления потенциального барьера соседних атомов, пропорционально $\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$, так как распределение тепловой энергии в металле подчиняется статистике Максвелла—Больцмана. Частота перескоков сильно возрастает с повышением температуры.

Таким образом, энергия активации Q представляет собой величину флуктуации энергии, которая необходима для того, чтобы атом мог перейти из одного положения в кристаллической решетке в другое.

Для описания процесса диффузии в твердом кристаллическом теле предложено несколько возможных механизмов диффузии: циклический, объемный, вакансионный, междоузельный и краудионный (рис. 2).

По циклическому механизму диффузионный перескок представляет собой совместное перемещение (циклическое вращение) группы атомов (например, четырех, рис. 2). Такое вращение не требует большой энергии. Этот механизм имеет место (в небольшом числе случаев) у металлов с решеткой К12. Обменный механизм (рис. 2) является частным случаем циклического (группа из двух атомов) и заключается в обмене соседних атомов. При диффузии по междоузлиям (рис. 2) атом может передвигаться скачком из одного положения в другое путем вытеснения соседнего атома из нормального положения в решетке в междоузлие или путем движения сжатых в некотором направлении атомов (краудионный механизм). Элементарный акт диффузии при вакансионном механизме осуществляется путем перемещения атома в соседнюю вакансию (рис. 2) и образования на старом месте новой вакансии и т. д. Таким образом, происходит непрерывная диффузия вакансий.

В металлах при образовании твердых растворов замещения диффузия преимущественно осуществляется по вакансионному механизму. Убедительным подтверждением вакансионного механизма диффузии является эффект Киркендалла, который был обнаружен в опыте, описанном ниже.

Образец из чистой меди, сваренный с образцом латуни (70% Cu и 30% Zn), подвергался нагреву при высокой температуре для обеспечения взаимной диффу-

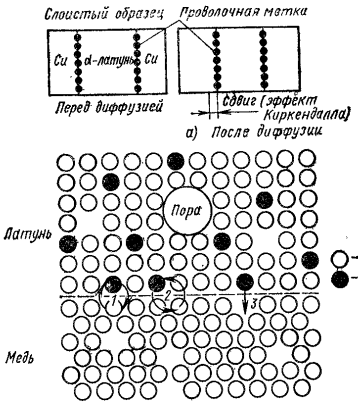


Рис. 3. Иллюстрация механизмов эффекта Киркендалла в системе медь — латунь:
а — схема выявления эффекта; *б* — схема механизмов; *1* и *2* — механизмы парного и кольцевого обмена соответственно; *3* — вакансионный механизм [29]

зии Cu и Zn (рис. 3). Было выявлено, что атомы Zn диффундируют через поверхность стыка образцов в одном направлении быстрее, чем атомы Cu в противоположном направлении, при этом поверхность раздела (проволочные метки) между медью и латунью передвигается в глубь латунного образца (по сравнению с исходным расположением этой поверхности). На поверхности раздела со стороны латуни образуются поры. Это связано с тем, что результирующий поток вакансий из меди в латунь вызывает образование лишних атомных плоскостей на медной стороне поверхности контакта и исчезновение определенного количества плоскостей на латунной стороне. Образование пор вызвано конденсацией избыточных вакансий в латуни. Избыточные вакансии возникают на той стороне пары, где находится компонент с большей диффузионной подвижностью, и стекают на стороне, где компонент обладает меньшей подвижностью, так как поток вакансии направлен навстречу потоку вещества.

Эффект Киркендалла обнаружен у большого числа пар металлов с ГЦК и ОЦК решетками.

Теоретические расчеты энергии, необходимой для перемещения атомов с помощью одного из перечисленных механизмов, также показывают, что в сплавах со структурой твердых растворов замещения преобладает диффузия путем движения вакансий. При образовании твердых растворов внедрения реализуется механизм диффузии по междоузлиям.

Основные законы диффузии. Движущая сила диффузии определяется градиентом химического потенциала (свободной энергии) диффундирующего компонента $d\mu/dx$. Диффузионный поток J (количество вещества, продиффундировавшего в единицу времени через единицу площади, перпендикулярной направлению диффузии) пропорционален этому градиенту:

$$J = -L\frac{d\mu}{dx}, \qquad (1)$$

где L — коэффициент пропорциональности, определяющий скорость выравнивания химического потенциала в системе и зависящий от температуры, давления и состава сплава.

На практике для определения диффузионных потоков при химико-термической обработке пользуются не градиентом химического потенциала, а градиентом концентрации, который определяется экспериментально по распределению концентрации диффундирующего элемента.

Выражение (1) в этом случае примет вид

$$J = -D\frac{dC}{dx}. \qquad (2)$$

Эта зависимость выражает основной закон диффузии (первый закон Фика).

Коэффициент D в уравнении (2), называемый коэффициентом диффузии, зависит от температуры и свойств диффундирующего вещества (он численно равен диффузионному потоку при градиенте концентрации, равном 1). В системе СИ размерность коэффициента диффузии — м²/с, а в системе СГС — см²/с.

Знак минус в правой части уравнения (2) показывает, что диффузионный поток направлен в сторону убывания концентрации.

Если концентрация изменяется во времени (условие баланса вещества), то процесс диффузии описывается вторым законом Фика:

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x}\left(D\frac{\partial C}{\partial x}\right). \qquad (3)$$

Если считать, что коэффициент диффузии в малой степени зависит от концентрации, что часто делают при практических расчетах, то выражение (3) будет иметь вид

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = D\frac{\partial^2 C}{\partial x^2}. \qquad (4)$$

Использование дифференциального уравнения (3) при описании процессов ХТО возможно при установлении определенных граничных (краевых) условий:

I рода

$$C(0, \tau) = C^0(\tau), \quad x = 0, \qquad (5)$$

которое физически означает, что концентрация на поверхности изделия $C(0, \tau)$ за пренебрежимо малое время становится равной концентрации, равновесной с окружающей средой (потенциалу среды) $C^0(\tau)$;

II рода

$$-D\frac{\partial C(0, \tau)}{\partial x} = J(\tau), \quad x = 0, \qquad (6)$$

которое задает величину потока диффундирующего вещества из активной среды через поверхность в глубь металла при условии отсутствия накопления вещества на границе металл—среда;

III рода

$$-D\frac{\partial C(0, \tau)}{\partial x} = K[C^0(\tau) - C(0, \tau)], \quad x = 0, \qquad (7)$$

которое также определяет поток диффундирующего вещества через поверхность раздела металл — насыщающая атмосфера, но полагает его пропорциональным разности концентраций на поверхности $C(0, \tau)$ и потенциала среды $C^0(\tau)$ (K — кинетический коэффициент, зависящий от состава обрабатываемого металла, температуры диффузии и состава насыщающей среды).

Краевое условие для второй границы обычно принимается в виде $\frac{\partial C(l, \tau)}{\partial x} = 0$ и физически означает, что граница находится на глубине, где поток атомов диффундирующего элемента практически равен 0 в течение всего времени ХТО (l — половина радиуса или толщины обрабатываемого изделия).

Такое допущение можно принять, если глубина диффузионного слоя на несколько порядков меньше радиуса или половины толщины обрабатываемого изделия.

Решение уравнения (4) при граничных условиях I рода, когда на поверхности поддерживается постоянная концентрация $C(0, \tau) = C^0$, имеет вид

$$C(x, \tau) = C^0\left[1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}\right)\right], \qquad (8)$$

где $C(x, \tau)$ — концентрация на глубине x за время диффузии τ; C^0 — концентрация элемента на поверхности; $\operatorname{erf}(z)$ — функция ошибок Гаусса.

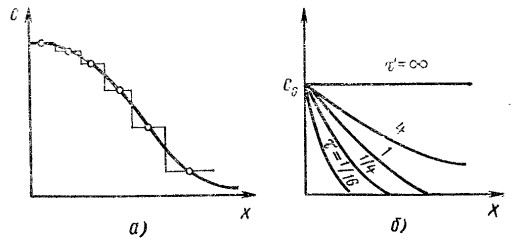


Рис. 4. Зависимость $C = f(x)$:
а — построение диаграммы для расчета процесса диффузии;
б — диффузия в полуограниченное тело из постоянного источника

При смещении плоскости с постоянной концентрацией C, параллельной граничной поверхности, в глубь слоя

$$\frac{x}{2\sqrt{D\tau}} = \text{const},$$

т. е. перемещение плоскости с определенной концентрацией диффундирующего элемента C при постоянной концентрации на поверхности C^0 будет подчиняться параболическому закону:

$$x = a\sqrt{\tau}, \qquad (9)$$

где a — постоянная.

Выражение (8) может быть использовано как для определения коэффициента диффузии D по известному распределению концентрации диффундирующего элемента, так и для нахождения его распределения, если известен коэффициент диффузии, а условия насыщения определяются соответствующими граничными условиями.

Зависимость $C = f(x)$ при известном τ (рис. 4) может быть получена посредством химического, спектрального, рентгеноспектрального методов анализа или измерением характеристик, зависящих от концентрации (микротвердости, внутреннего трения и т. д.) или определением относительной концентрации с помощью радиоактивных изотопов [4, 7]. Величина $x/2\sqrt{D\tau}$ находится по значению $C(x)/C^0$, полученному по экспериментальной кривой распределения, с помощью специальных таблиц [60].

Применение выражения (8) для определения коэффициента диффузии по экспериментально полученным кривым распределения диффундирующего элемента по толщине слоя после ХТО обеспечивает точность до порядка величины. Это связано прежде всего с тем, что при ХТО не всегда можно пренебречь временем насыщения поверхности до концентраций, равновесных с окружающей атмосферой, в то время как решение уравнения Фика (8) предусматривает постоянство поверхностной концентрации диффундирующего элемента. Кроме того, концентрация на поверхности является характеристикой взаимодействия насыщающей среды с обрабатываемой сталью и не всегда может быть определена по диаграмме состояния чистый металл — диффундирующий элемент.

В реальных процессах ХТО концентрация диффундирующего элемента на поверхности изменяется, асимптотически приближаясь к равновесной при данных условиях насыщения. Этому условию удовлетворяет решение уравнения (4) с граничными условиями III рода (7), которое имеет вид (при условии неизменности потенциала окружающей среды $C^0(\tau) = \text{const}$):

$$\frac{C(x, \tau) - C_0}{C^0 - C_0} = \operatorname{erfc}(\beta) - \exp(\gamma^2 + 2\beta\gamma)\operatorname{erfc}(\beta + \gamma), \qquad (10)$$

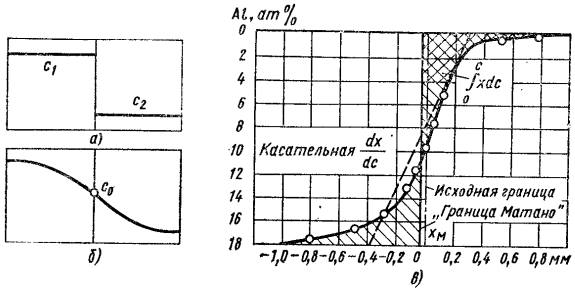


Рис. 5. Распределение концентраций C в диффузионной паре:
а — до отжига; *б* — после отжига; *в* — расчет коэффициента диффузии по Матано для системы Cu — Al

где $C(x, \tau)$ — концентрация диффундирующего элемента на глубине x в момент времени τ; C_0 — начальная концентрация в сплаве диффундирующего элемента; C^0 — потенциал насыщающей среды,

$$\beta = \frac{x}{2\sqrt{D\tau}}; \quad \gamma = K\sqrt{\frac{\tau}{D}}.$$

Это уравнение лучше описывает процессы цементации в однофазном твердом растворе (аустените), однако использование его представляет определенные трудности, так как не всегда известен кинетический коэффициент K. В связи с этим решение может быть дано в виде номограмм [45]. Анализ способов улучшения метода можно найти в работах [13, 18, 36, 45].

Для более точного определения D эксперимент ставят так, чтобы условия получения концентрационных кривых как можно точнее соответствовали краевым условиям I рода. Например, для определения коэффициента диффузии углерода в аустените берут два образца стали с различным содержанием углерода и сваривают их встык (рис. 5, *а*). После сварки производят длительный диффузионный отжиг при температурах существования γ-железа.

При отжиге атомы углерода из образца с бо́льшим содержанием углерода диффундируют через границу раздела в образец с меньшим содержанием углерода. Распределение концентрации углерода после диффузионного отжига показано на рис. 5, *б*. Концентрация углерода на поверхности раздела остается постоянной и равной средней арифметической величине начальных концентраций углерода в сваренных образцах.

Указанная схема опыта соответствует краевым условиям I рода при решении уравнения диффузии (4).

Метод соединения двух металлов с разным содержанием диффундирующих компонентов (метод диффузионных пар) широко применяют для определения коэффициента диффузии различных элементов.

Рассмотренные решения диффузионного уравнения (4) не учитывают зависимости коэффициента диффузии от концентрации. Однако многочисленные исследования показали, что в реальных процессах D зависит от состава и изменяется от точки к точке (поскольку существует градиент концентрации $\partial C/\partial x$).

Для определения зависимости D от концентрации диффундирующего элемента необходимо решить диффузионное уравнение (3), которое для $D = D[C(x)] = D(x)$ в случае одномерной задачи имеет вид

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = \frac{\partial D}{\partial x}\frac{\partial C}{\partial x} + D\frac{\partial^2 C}{\partial x^2}. \qquad (11)$$

Для определения $D(C)$ чаще всего пользуются графическим методом Матано [29]. Этот метод предусматривает подстановку константы Больцмана

$$\lambda = x/\sqrt{\tau}$$

в уравнение (11), что позволяет перейти от частных производных к полным. В этом случае уравнение диффузии примет вид

$$-\frac{\lambda}{2}\frac{dC}{d\lambda} = \frac{d}{d\lambda}\left(D\frac{dC}{d\lambda}\right). \qquad (12)$$

Решая это уравнение относительно D и производя обратную подстановку, имеем

$$D[C(x)] = -\frac{1}{2\left(\frac{\partial x}{\partial C}\right)_{C_x}}\int_0^{C_x} x\,dC, \qquad (13)$$

т. е. коэффициент диффузии определяется для точки диффузионного слоя, в которой концентрация равна C_x. При определении коэффициента диффузии $D[C(x)]$ величина x отсчитывается от границы Матано (см. рис. 5). Плоскость Матано должна быть расположена таким образом, чтобы потоки диффундирующего вещества по обе стороны границы Матано были равны между собой. Графически плоскость проходит через точку $x = x_м$ так, что

$$\int_0^{C_м} x\,dC = -\int_{C_м}^{C} x\,dC, \qquad (14)$$

где $C_м$ — концентрация диффундирующего элемента в точке $x_м$ (рис. 5). Необходимо учесть, что плоскость Матано не обязательно совпадает с плоскостью раздела диффузионной пары.

Уравнение (13) часто решается графически, но может быть решено с помощью численных методов на ЭВМ.

На рис. 5 показано графическое решение применительно к диффузионной паре Cu—Al. Величина $\left.\frac{\partial x}{\partial C}\right|_{C_x}$ определяется измерением угла наклона касательной к концентрационной кривой при разных значениях концентрации C_x. Величина $\int_0^{C_x} x\,dC$ определяется измерением площади, ограниченной кривой диффузии, границей Матано и горизонтальными прямыми, соответствующими значениям $C = 0$ и $C = C_x$, с помощью планиметра. Найденные значения $\left.\frac{\partial x}{\partial C}\right|_{C_x}$ и $\int_0^{C_x} x\,dC$ подставляют в уравнение (13) и затем рассчитывают коэффициенты D при различных концентрациях.

Коэффициент диффузии в большой степени (экспоненциально) зависит от температуры. Теоретически и экспериментально доказано, что уравнение температурной зависимости D имеет вид

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}}, \qquad (15)$$

где D_0 — предэкспоненциальный множитель, имеющий ту же размерность, что и D и зависящий от кристаллической структуры и некоторых атомных характери-

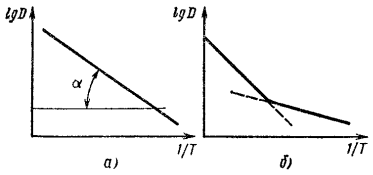


Рис. 6. Различные случаи зависимости $\lg D = f\left(\frac{1}{T}\right)$

стик металла, см²/с; Q — энергия активации, кал/(г.-атом[1]); R = 1,987 кал/(г.-атом·К) — газовая постоянная[2]; T — абсолютная температура, К.

Прологарифмировав уравнение (15), получим

$$\lg D = \lg D_0 - 0{,}4343Q/RT. \quad (16)$$

Это уравнение описывает прямую (рис. 6, *а*).

Если экспериментальные точки на диаграмме $\lg D = f(1/T)$ укладываются на прямую, то это говорит о том, что D_0 и Q не зависят от температуры. Высокую точность выражения (16), описывающего зависимость коэффициента диффузии углерода в γ-железе от температуры, иллюстрирует рис. 7.

В том случае, когда экспериментальные точки образуют ломаную линию (см. рис. 6, *б*), механизм диффузии, а следовательно, и величина энергии активации различны в разных температурных интервалах.

У некоторых металлов отклонения от прямолинейной зависимости наблюдаются при высоких температурах (большие значения Q и D_0), у других при низких (малые значения Q и D_0). Такие металлы, имеющие ОЦК решетки, получили название аномальных.

При наличии линейной зависимости $\lg D = f(1/T)$ энергию активации определяют из выражения (16) графически или аналитически [5]. Графически значение Q определяется по тангенсу α — угла наклона прямой по отношению к оси абсцисс (рис. 6, *а*)

$$\operatorname{tg}\alpha = 0{,}4343\frac{Q}{R},$$

$$Q = 2{,}32R\operatorname{tg}\alpha. \quad (17)$$

[1] В системе СИ энергия активации имеет размерность [Дж/моль].
[2] В единицах системы СИ значение R = 8,31 Дж/(моль·К)

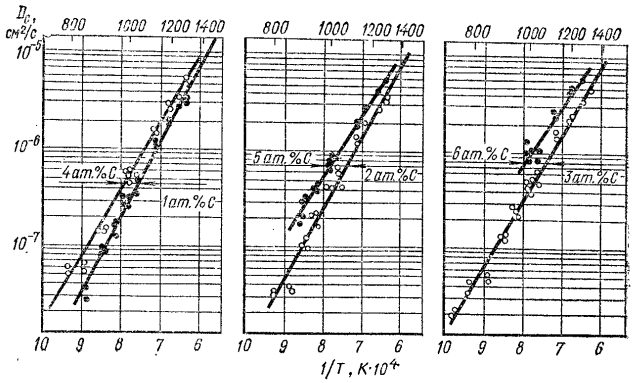


Рис. 7. Зависимость $D = f\left(\frac{1}{T}\right)$ для диффузии углерода в аустените с различной концентрацией углерода

Отрезок, отсекаемый линией зависимости $\lg D = f(1/T)$ на оси ординат, равен $\lg D_0$.

Можно также вычислить Q по двум значениям коэффициента диффузии D_1 и D_2 для температур T_1 и T_2, не строя графика:

$$Q = \frac{\lg\frac{D_2}{D_1}}{0{,}217\left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right)}. \quad (18)$$

Таким образом, для определения величин Q и D_0 достаточно знать значения D для двух температур, по которым можно построить зависимость $\lg D = f\left(\frac{1}{T}\right)$. Однако, учитывая известную неточность определения D, для получения более точной зависимости обычно находят значения коэффициента диффузии для нескольких температур.

В технике нередко достаточно знать лишь приближенное значение D. В этом случае простейшие методы оценки коэффициента диффузии сохраняют свое значение. В последние годы было предложено много методов определения D, основанных на сложных математических моделях механизма диффузии, но не всегда достаточно учитывающих реальные условия протекания диффузии.

Применительно к процессам химико-термической обработки наиболее надежные результаты дают концентрационные методы, по которым диффузионные характеристики определяются по изменению концентрации элемента в зоне диффузии.

Диффузия в железе элементов, образующих твердые растворы внедрения

В промышленности наиболее широко применяют процессы химико-термической обработки, основанные на диффузии в железо (сталь) неметаллов: углерода (цементация), азота (азотирование) и бора (борирование). Эти элементы, имеющие малый атомный радиус, образуют с железом твердые растворы внедрения. Диффузия атомов C, N и B протекает по междоузельному механизму и не требует образования и миграции вакансий, поэтому в решетке железа эти элементы занимают часть межатомных октаэдрических междоузлий.

В табл. 1 по данным различных авторов приведены основные константы диффузии в α- и γ-железе водорода, азота, углерода и бора. Как видно из табл. 1, чем меньше размер атома, тем меньше деформация решетки железа, необходимая для осуществления перескока атома из одного междоузлия в соседнее, а следовательно, ниже энергия активации и выше коэффициент диффузии. Энергия активации атомов внедрения линейно зависит от их атомного радиуса [29].

Таблица 1. Константы D_0 и Q для элементов внедрения в железе α (γ) *

Диффундирующий элемент	Атомный диаметр d, Å	Разность диаметров Fe и элемента Δd, Å	D_0 *, см²/с	Q *, ккал/(г.-атом)
Водород	0,56	2,0	0,12 (1,1·10⁻²—1,16·10⁻²)	7,82 (9,95—11,55)
Азот **	1,42	1,14	0,046·10⁻² (3,3·10⁻⁴)	17,9 (34,6)
Углерод	1,54	1,02	0,62·10⁻² (0,49)	19,2 (36,0)
Бор	1,78	0,76	1,2·10⁻² (2,10⁻²)	20,3—21 (21,16)

* В скобках даны значения D_0 и Q для аустенита (γ-железа).

** По другим данным, $D_N^{\alpha} = 0{,}003e^{-\frac{18{,}2}{RT}}$.

Исключением из этого общего правила является бор, механизм диффузии которого в железе более сложен, чем водорода, азота и углерода. По-видимому, в процессе диффузии бор легче взаимодействует с вакансиями, чем водород, азот и углерод [29]. Часть внедренных атомов захватывается вакансиями и образует пары вакансия — атом, а не обычный раствор внедрения [1].

Диффузионная подвижность углерода и азота в феррите значительно выше, чем в аустените. Как видно из табл. 1, энергия активации диффузии Q примесей внедрения в α-фазе значительно меньше, чем в γ-фазе, а диффузионная подвижность значительно выше. Это хорошо видно из рис. 8, где показано изменение $D = f(t)$ для диффузии азота в α- и γ-железе. Вероятно, это объясняется менее плотной упаковкой атомов в кристаллической решетке феррита.

Координационное число и коэффициент компактности у α-железа (К8 и 0,68) меньше, чем у γ-железа (К12 и 0,74). Параметр решетки α-железа меньше, чем γ-железа, поэтому в феррите по сравнению с аустенитом амплитуда колебаний атомов углерода, необходимая для осуществления элементарного акта диффузии, значительно меньше [29].

При температуре фазового превращения $\alpha \rightleftarrows \gamma$ коэффициент диффузии углерода в α-фазе D_C^{α} на два порядка больше, чем D_C^{γ}.

Диффузионные процессы сильно ускоряются при температурах, близких к температурам фазовых превращений. Например, диффузионная подвижность углерода и самодиффузия атомов железа резко возрастают при циклическом нагреве несколько выше и ниже эвтектоидной температуры. Это, вероятно, связано с тем, что при температурах фазового превращения имеет место разрыхление решетки и накопление дислокаций, облегчающих процессы диффузии. Однако большую диффузионную подвижность углерода в α-фазе благодаря малой его растворимости в феррите трудно использовать при упрочнении изделий цементацией.

В последние годы в практике машиностроения широкое применение получили низкотемпературные процессы насыщения стали азотом, совместно азотом и углеродом, а также азотом, углеродом и серой.

Во всех этих случаях процессы проводят при температурах существования α-фазы.

Зависимость эффективного коэффициента диффузии (в см^2/с) углерода в аустените от температуры и концентрации углерода определяется по М. Е. Блантеру уравнением

$$D_C^{\gamma} = (0{,}04 + 0{,}08\,\%\,C)\, e^{-\frac{31{,}35}{RT}} \qquad (19)$$

и по данным Уэллса и Мела уравнением

$$D_C^{\gamma} = (0{,}07 + 0{,}06\,\%\,C)\, e^{-\frac{32}{RT}}. \qquad (20)$$

Величины Q и D_0 с увеличением содержания углерода уменьшаются [60].

Результаты измерения коэффициента диффузии D_C, см^2/с, углерода в аустените при различных концентрациях показаны на рис. 7.

Диффузионная подвижность углерода и азота сильно зависит от состава феррита и аустенита. Легирование сталн позволит увеличить или уменьшить коэффициент диффузии.

Карбидообразующие элементы (Si, W, Cr и др.) увеличивают энергию активации Q (рис. 9, *а*) и предэкспоненциальный множитель D_0 и уменьшают эффективный коэффициент диффузии D (рис. 9, *б*). Энергия активации возрастает тем сильнее, чем больше сила связи элемента и углерода и чем меньше легирующие элементы искажают решетку аустенита [60].

Легирование стали некарбидообразующими элементами Ni и Co увеличивает эффективный коэффициент диффузии углерода в аустените и уменьшает энергию

[1] В ряде работ принято, что бор образует раствор внедрения в аустените и раствор замещения в феррите.

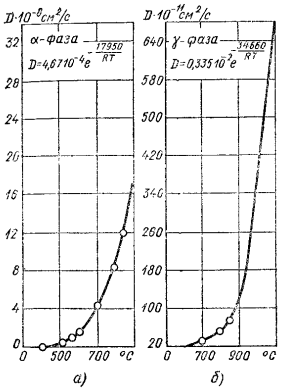


Рис. 8. Температурная зависимость коэффициента диффузии азота в α-фазе (*а*) и γ-фазе (*б*) системы Fe — N

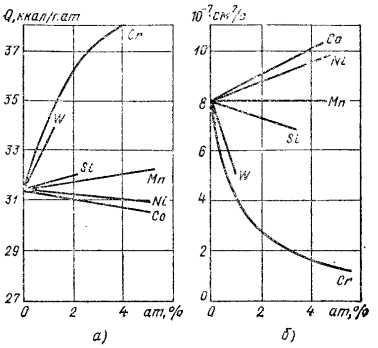


Рис. 9. Влияние легирующих элементов на энергию активации (*а*) и коэффициент диффузии углерода (*б*) в аустените при 1100° С (по данным М. Е. Блантера)

активации (рис. 9) при малом изменении D_0. Кремний при относительно низких температурах (ниже 1050° С) ускоряет диффузию углерода, увеличивая эффективный коэффициент диффузии [29].

Сила связи некарбидообразующих элементов с углеродом меньше, чем с железом, поэтому они не могут затруднить его диффузию. С другой стороны, они искажают кристаллическую решетку аустенита, повышают его свободную энергию и тем самым уменьшают период оседлой жизни атомов углерода. Некарбидообразующие элементы ускоряют диффузию тем сильнее, чем больше они искажают решетку аустенита [29].

Характер влияния легирующих элементов на диффузионную подвижность углерода в феррите изучался многими исследователями. Было показано, что карбидообразующие элементы Mn, Cr, W, Mo, V и Si снижают коэффициент диффузии углерода в феррите. Энергия активации Q для диффузии углерода в легированном феррите приближается к значениям ее для аустенита (26—35 ккал/ат). Кобальт и никель мало влияют на коэффициент диффузии углерода в феррите.

Легирующие элементы влияют на коэффициент диффузии D, энергию активации Q и D_0 азота в α-железе (феррите) [30]. Наиболее резко снижают коэффициент диффузии и повышают энергию активации нитридообразующие элементы. Никель также понижает диффузионную подвижность азота в феррите.

Углерод, присутствующий в стали даже в небольших количествах, понижает D_N^{α}. По данным Б. Беррера, увеличение в стали углерода с 0,01 до 0,06% при 550° С уменьшает коэффициент диффузии с $2{,}14 \cdot 10^{-8}$ до $1{,}16 \cdot 10^{-8}$ см^2/с, увеличение в стали углерода от 0,06% до 1,18% при температуре 520° С снижает D_N^{α} с $5{,}0 \cdot 10^{-9}$ до $0{,}5 \cdot 10^{-9}$.

Кислород способствует диффузии азота, но тормозит диффузию углерода.

Все элементы, и особенно Mo, W, Cr, Al, Si и C, снижают диффузионную подвижность бора в железе, повышая энергию активации Q. Так, например, энергия активации при борировании железа равна 34,2 ккал/(г.-атом), а при борировании стали с 0,8% С — 36,4 ккал/(г.-атом). Легирование стали Mo, V, Cr, Al, Si повышает энергию активаций Ni и Co ее практически не изменяют [35].

Диффузия в железе элементов, образующих растворы замещения

Многие процессы химико-термической обработки (алитирование, хромирование, силицирование и др.) обусловлены диффузией таких элементов, как Al, Cr, Si, W, Mo и др., образующих с железом твердые растворы замещения. Эти элементы в отличие от элементов внедрения диффундируют в железе по вакансионному механизму. В табл. 2, по данным различных исследователей, приведены сведения о константах диффузии Cr, Al, Si, W, Mo в α- и γ-железе.

Г. Н. Дубинин [14] применительно к процессу газового хромирования получил D_0 для α-фазы $1{,}55 \cdot 10^{-3}$ см²/с, для γ-фазы $1 : 10^{-2}$ см²/с и энергию активации Q соответственно 36 и 44 ккал/(г.-атом). По данным других авторов, для газового хромирования энергия активации диффузии в α-фазе составляет 57—59 ккал/(г.-атом) [14].

Константы диффузии хрома в α- и γ-фазах при условии временной зависимости концентрации на поверхности образца при вакуумном хромировании углеродистых сталей составляют $D_0^{\alpha} = 44$ см²/с, $Q_{\alpha} = 67$ ккал/(г.-атом) и $D_0^{\alpha} = 1{,}8 \times 10^3$ см²/с, $Q_{\gamma} = 81$ ккал/(г.-атом). Константы диффузии хрома в сталь разного состава при насыщении из паровой (сублимированной) фазы равны $D_0 = 76{,}3 - 80{,}5$ см²/с и $Q = 67{,}6 - 69{,}9$ ккал/(г.-атом). Легирующие элементы (Cr, Si, Mn и др.) при содержании в стали ~1,0% не оказывают существенного влияния на константы диффузии.

Практически отсутствуют данные о константах диффузии алюминия в α- и γ-железо (см. табл. 2).

Диффузия по вакансиям требует более высокой флуктуации энергии для перескока атома из одного положения в решетке в другое, чем при диффузии по междоузельному механизму. В связи с этим энергия активации элементов, образующих с железом твердые растворы замещения, значительно больше энергии активации элементов, образующих твердые растворы внедрения (см. табл. 1 и 2). Как следствие этого диффузионная подвижность в твердых растворах замещения значительно ниже. Например, при 1000° С коэффициент диффузии молибдена в γ-железе ($1{,}5 \cdot 10^{-10}$ см²/с) на четыре порядка ниже коэффициента диффузии углерода ($1{,}5 \cdot 10^{-6}$ см²/с). Поэтому при диффузионном насыщении металлами (диффузионной металлизации) процесс ведут при более высоких температурах и длительно и, несмотря на это, получают меньшую толщину слоя, чем при насыщении азотом и особенно углеродом.

Таблица 2. Константы диффузии элементов, образующих растворы замещения в α- и γ-железе (по различным данным)

Диффундирующий элемент	D_0 *, см²/с	Q *, ккал/(г.-атом)
Хром	$\frac{1{,}8 \cdot 10^4}{3{,}0 \cdot 10^4}$	$\frac{97}{82}$
Алюминий	—	$\frac{44}{—}$
Кремний	$\frac{—}{0{,}44}$	$\frac{—}{48}$
Вольфрам	$\frac{(0{,}46—1) \cdot 10^2}{3{,}8 \cdot 10^2}$	$\frac{81—90}{70—71}$
Молибден	$\frac{0{,}0631—0{,}44}{0{,}44—6{,}481}$	$\frac{57—59}{57—58{,}5}$

* Числитель — α-железо; знаменатель — γ-железо.

Скорость гетеродиффузии элементов, диффундирующих в α- и γ-железо, по вакансионному механизму уменьшается, а энергия активации Q возрастает с увеличением диаметра и массы атома, уменьшением коэффициента всестороннего сжатия и увеличением сил связи элемент—железо [29] [1].

Как и диффузия по междоузельному механизму, диффузия по вакансиям протекает легче в решетке α-железа, чем в более плотноупакованной решетке γ-железа (см. табл. 2.).

Наибольшей диффузионной подвижностью в железе обладают алюминий и кремний. Небольшая энергия активации диффузии алюминия в γ-железо, вероятно, связана с малой атомной массой (26,98) и сравнительно высоким коэффициентом всестороннего сжатия $1{,}49 \cdot 10^6$ см²/кг против $0{,}3—0{,}9 \cdot 10^6$ см²/кг для других элементов замещения. Сравнительная легкость диффузии кремния в α-железе может быть объяснена тем, что вакансии легче обмениваются с его атомами, чем с атомами других элементов [29].

Во многих случаях с увеличением различия атомных размеров ΔR и химической природы основного металла и диффундирующего элемента скорость гетеродиффузии не уменьшается, а возрастает. Искажения решетки вблизи примесного атома за счет ΔR, видимо, делают переход его в вакансию более легким, чем атома основного металла. Подобная зависимость имеет место при диффузии элементов второй, третьей и четвертой групп (Sn, Si, Al, Zn) в медь, а также при диффузии примесей в никель и серебро [10].

Данных о влиянии легирующих элементов на константы диффузии D_0 и Q элементов замещения в железе очень мало.

Энергия активации в ккал/(г·атом) определена при хромировании низкоуглеродистой стали (0,05—0,07% С), содержащей Ti, Nb и V в количестве 1,0 [16]: $Q_{Ti}^{Cr} = 63{,}8$, $Q_{Nb}^{Cr} = 65{,}5$, $Q_{V}^{Cr} = 61{,}8$, $Q_{Mn}^{Cr} = 68{,}6$.

При реактивной диффузии нередко в диффузионном слое образуются фазы на основе твердого раствора вычитания. Диффузионное перемещение металлов в твердых растворах вычитания протекает по сравнению с твердыми растворами замещения сравнительно легко, поскольку в них имеются в большом количестве вакансии.

Влияние структурных несовершенств на диффузионные процессы

Как показали многочисленные исследования [10], все структурные дефекты вакансии, границы зерен и субграницы, внешняя поверхность, дислокации и т. д. оказывают влияние на диффузионную подвижность атомов. При химико-термической обработке реализуется как объемная диффузия (в толще каждого зерна), которая дает основной вклад в диффузионный поток, так и диффузия по границам зерен [1].

Диффузия вдоль границ зерен происходит с гораздо большей скоростью, чем в объеме зерна. Это объясняется тем, что высокоугловые границы независимо от их физической модели содержат повышенную концентрацию вакансий и нарушений периодичности расположений атомов, что увеличивает вероятность атомных переходов и уменьшает энергию активации диффузии. Энергия активации диффузии по границам зерна составляет ~0,5—0,7 от энергии активации по объему зерна.

Влияние границ зерен особенно велико при низких температурах диффузии. В этих условиях снижается не только Q, но и D_0. При высоких температурах ($0{,}85—0{,}95 T_{пл}$) роль границ в общем диффузионном потоке сравнительно невелика.

На скорость диффузии по границам зерен оказывают значительное влияние взаимная разориентировка зерен и их величина [10].

Таким образом, чем мельче зерно, тем больше протяженность границ, тем быстрее происходит диффузия и при прочих равных условиях толщина диффузионного слоя оказывается большей.

Поскольку границы зерен, по-видимому, являются основными поставщиками вакансии в металлах, измельчение зерна должно приводить к увеличению числа вакансии и облегчать диффузию в объеме зерна элементов замещения. Аналогичное влияние оказывает пластическая деформация, облучение тяжелыми частицами с большой энергией (нейтроны, протоны и т. д.). Отсос элемента, диффундирующего по границам зерен в объем зерен (так называемый боковой поток), осуществ-

[1] В настоящее время еще мало данных по диффузии элементов замещения в железо, поэтому трудно сделать надежные выводы о связи диффузионных констант с физико-химическими характеристиками диффундирующих атомов

[1] Эффективные коэффициенты диффузии, определенные в условиях химико-термической обработки, представляют собой усредненные данные для объемной и граничной диффузии.

ляется по механизму объемной диффузии, а для элементов замещения и вдоль дислокаций.

При проведении химико-термической обработки следует также учитывать, что гетеродиффузия по границам зерен протекает в среде, отличающейся не только по структуре, но и по составу от тела зерна. Скорость диффузии по границам зерен существенно могут изменить горофильные легирующие элементы. Изменяя состав твердого раствора в межкристаллитных сочленениях, они могут ускорить или, наоборот, замедлить межкристаллитную диффузию.

Поскольку межкристаллитная диффузия определяет общую скорость насыщения поликристаллического металла, то межкристаллитная сегрегация без выделения оказывается важным фактором, определяющим эту скорость. При химико-термической обработке межкристаллитная сегрегация без выделения легирующих элементов определяет и общую скорость роста диффузионного слоя и характер его строения.

Многие исследователи считают, что ускорение диффузии по границам зерен имеет место только для элементов, диффундирующих по вакансиям, например хрома.

Однако прямыми экспериментами [10] показана преимущественная диффузия по высокоугловым границам и примесей внедрения.

Так, например, методом авторадиографии [10] было показано ускоряющее влияние границ зерен на диффузию ^{14}C в феррите и аустените. Коэффициент диффузии углерода по границам зерна технического железа при 550° С составил в объеме зерна $5 \cdot 10^{-11}$ см^2/с, а по границам $1{,}5 \cdot 10^{-7}$ см^2/с, т. е. на четыре порядка меньше.

С. З. Бокштейн [10] считает, что эффект ускорения диффузии углерода по границам зерен феррита связан с малой растворимостью его в железе и высокой плотностью дефектов на границе. Чем ниже температура насыщения, тем больше разница в $D_{гр}$ и $D_{об}$.

При сравнительно высоких температурах, при которых осуществляют поверхностное насыщение стали углеродом и различными металлами, разница в скорости и граничной объемной диффузии обычно не слишком велика.

Более часто граничная диффузия наблюдается при насыщении стали азотом, которое проводится при сравнительно низких температурах. Преимущественная диффузия азота по границам зерна α-железа и его сплавов отмечалась неоднократно. Это хорошо иллюстрирует рис. 10. Быстрое насыщение азотом границ зерен α-фазы и прилегающих к ним объемов зерна до предела насыщения приводит

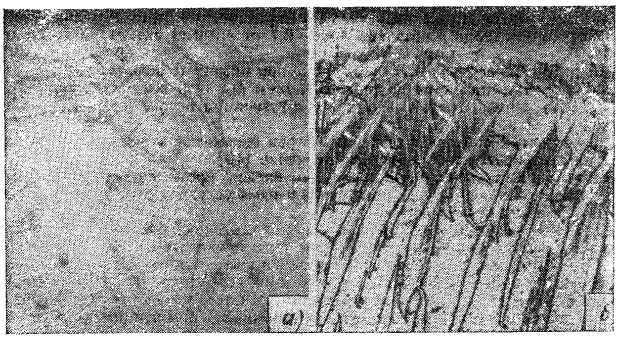


Рис. 10. Микроструктура азотированного слоя на молибденовом (*а*) и алюминиевом (*б*) феррите (×400)

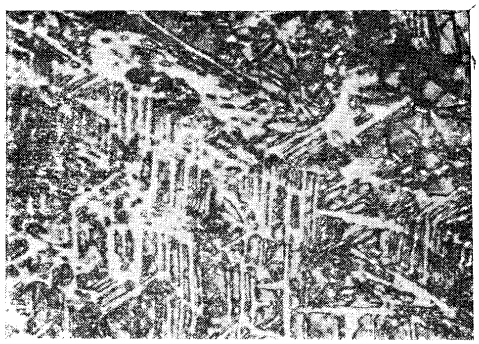


Рис. 11. Микроструктура азотированного слоя на стали 38Х2МЮА. Азотирование при 550° С. (×1000)

к фазовой перекристаллизации и образованию γ'- или ε-фазы, которая продвигается на значительную глубину.

Легирование феррита значительно изменяет скорость граничной диффузии азота. Ускоряют диффузию азота по границам зерен нитридообразующие элементы Cr, Mo, W, Ti и особенно алюминий, образующий нитрид $(Fe, Al)_4N$ (γ'_{A1}-фаза) (рис. 10).

В случае алюминиевого феррита продвижение высокоазотистой γ'_{A1}-фазы наблюдается на очень большую глубину. В этом случае она образует характерные «усы». Образование нитридной сетки можно нередко наблюдать и при азотировании стали 38Х2МЮА, вызывающей охрупчивание диффузионного слоя (рис. 11).

Выделение по границам зерен второй фазы нередко приводит к охрупчиванию диффузионного слоя. Исключить образование нитридов по границам зерен (блоков), видимо, можно микролегированием сплава примесями, понижающими поверхностное натяжение границ зерен и соответственно адсорбирующими на них без образования второй фазы. Благодаря этому граница окажется закрытой для азота. Для азотирования такой примесью должен быть горофильный элемент, не образующий нитридов.

Медь (0,15—0,5%) и цинк (0,3—0,6%), особенно в сочетании с ванадием, сильно замедляют эффект межкристаллитной диффузии азота, частично устраняют нитридную сетку и уменьшают толщину поверхностных нитридных зон.

Большой практический и теоретический интерес представляет влияние дислокаций на процесс гетеродиффузии [1]. Сейчас большинство исследователей считает, что по крайней мере краевые дислокации увеличивают скорость передвижения атомов при самодиффузии и гетеродиффузии атомов замещения. Величина Q для диффузии вдоль краевых дислокаций примерно такая же, как и для диффузии по границам зерен, т. е. около $0{,}5Q$ в объеме зерна.

Роль дислокационной структуры как пути облегченной диффузии главным образом выявляется из наблюдений преимущественной диффузии вдоль малоугловых границ, для которых наиболее применима дислокационная модель. Коэффициент самодиффузии вдоль дислокационных трубок может быть на несколько

[1] Достаточно надежной модели механизма диффузии в металле, содержащем дислокации, нет. При описании диффузии вдоль дислокаций считают, что дислокация в кристаллической решетке — это узкая область (дислокационная трубка), в которой диффузионная подвижность больше, чем в матрице.

порядков выше, чем коэффициент диффузии в кристаллической решетке [10][1].

Данные по влиянию дислокаций на диффузию атомов внедрения более противоречивы.

В. Г. Борисов, В. М. Голиков и Г. В. Щербединский показали, что повышение плотности дислокации в результате пластической деформации снижает коэффициент диффузии углерода в железе независимо от состава сплава и типа кристаллической решетки. Авторы объясняют это тем, что связь атомов углерода с дефектами сильнее, чем с атомами железа, вследствие чего время «оседлой жизни» атома углерода вблизи дефекта больше, чем в правильной решетке. Влияние плотности дислокации особенно велико при низких температурах и менее заметно при высоких температурах (550° С и выше).

Для определения эффективного коэффициента диффузии в решетке с дефектами предложено следующее уравнение:

$$D_1 = \frac{D}{1 + P\frac{\nu}{\nu_1} e^{-\frac{Q}{RT}}}, \qquad (21)$$

где D — коэффициент диффузии в бездефектном металле; P — вероятность наличия ловушки на пути диффундирующего атома; ν и ν_1 — частоты колебаний в правильной и дефектной решетке соответственно; Q — энергия связи атома с «ловушкой».

По данным Ю. М. Лахтина, В. Д. Кальнера и др., наоборот, предварительная холодная деформация увеличивает глубину насыщения углеродом при цементации 930—950° С. Максимальная толщина цементованного слоя отмечена при степени деформации 25%. Дальнейшее увеличение степени деформации приводит к снижению толщины слоя, и при деформации 75% она становится близкой к толщине слоя недеформированных образцов. Методом микрорентгеноспектрального анализа показано увеличение концентрации углерода на поверхности деформированных образцов. Полученные результаты подтверждены микроструктурным оптическим и электронно-микроскопическим анализами и измерением твердости.

Было высказано предположение, что ускорение процесса насыщения при степени деформации 25% связано с формированием устойчивой полигональной структуры, сохраняющейся в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$-превращения при нагреве под цементацию и изменением процессов адсорбции и хемосорбции на поверхности металла в связи с особенностями кристаллического строения полигональных структур.

Во многих случаях наблюдается преимущественная диффузия азота по линиям скольжения внутри зерен.

По данным Т. Н. Липчина и др., если диффузия атомов внедрения происходит во время деформации, то она ускоряется.

Во многих случаях химико-термическая обработка стали проводится при температурах существования гетерофазной структуры. На границе фаз, как и на границе зерен, во многих случаях наблюдается скопление дефектов кристаллической решетки и увеличение диффузионной подвижности.

Диффузионные константы при этом зависят от формы и размеров второй фазы. Увеличение размеров второй фазы и соответственно уменьшение протяженности фазовой границы приводит к уменьшению диффузионного потока [10].

Формирование диффузионного слоя при химико-термической обработке

При насыщении чистого железа различными элементами строение слоя подчиняется общему правилу, согласно которому диффузия между двумя компонентами вызывает образование однофазных слоев, соответствующих однофазным

[1] Имеются данные, что толщина диффузионного слоя при диффузии Al, Cr, Si с увеличением степени предварительной деформации до 10—20% возрастает, а затем при дальнейшем повышении деформации уменьшается, принимая первоначальные значения.

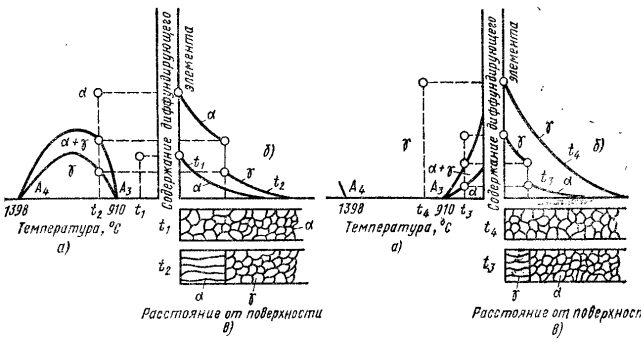


Рис. 12. Схемы диаграмм состояния железо — диффундирующий элемент (*а*), кривые изменения концентрации диффундирующего элемента по толщине диффузионного слоя (*б*) и строение диффузионного слоя (*в*)

областям диаграммы фазового равновесия Fe—M (M — любой другой элемент, пересекаемым изотермой при температуре насыщения. Диффузионные слои образуются в той же последовательности, что и однофазные области на диаграмме состояния.

Следовательно, природа первичных образований, фазовый состав и изменение концентрации по глубине диффузионного слоя могут быть описаны диаграммой состояния: железо — диффундирующий элемент.

Как уже было отмечено, атомы диффундирующего элемента $Э$ переходят в железо в том случае, если его химический потенциал в насыщающей атмосфере ($\mu_Э$) выше, чем в железе (μ_{Fe}).

При температуре t_1 (рис. 12, *а*) диффузия протекает в α-решетке, а при t_4 (рис. 12, *б*) в γ-решетке без фазовых превращений. Следовательно, при температуре насыщения существуют только α- или γ-твердые растворы, и концентрация диффундирующего элемента (химический потенциал) постепенно уменьшается от поверхности в глубину. Скорость проникновения диффундирующего элемента $Э$ в глубь железного образца определяется градиентом химического потенциала $d\mu_Э/dx$ (градиентом концентрации dC/dx) и коэффициентом диффузии D. В начальный период диффузии значение $d\mu_Э/dx$ (dC/dx) велико и общая толщина диффузионного слоя быстро растет. С течением времени градиент концентрации и скорость роста диффузионного слоя уменьшаются.

Концентрация диффундирующего элемента на поверхности зависит от активности насыщающей среды, обеспечивающей приток атомов этого элемента к поверхности, скорости диффузионных процессов, приводящих к переходу этих атомов в глубь металла, состава и структуры образующих фаз.

Диффузионный слой для рассмотренного случая по микроструктуре можно определить только по оттенкам травимости.

Насыщение при температурах t_2 и t_3 (см. рис. 12) сопровождается фазовой перекристаллизацией. В случае диаграммы состояния с замкнутой областью γ-фазы (Fe—Cr, Fe—Al, Fe—Si и др.) диффузия первоначально протекает в γ-фазе, а по достижении на поверхности предела растворимости происходит фазовая перекристаллизация $\gamma \rightarrow \alpha$ (рис. 12, *а*).

Зародыши α-фазы образуются на поверхности в местах выхода границ зерен, блоков, скопления дислокаций и других дефектов строения, где более быстро достигается пересыщение γ-фазы диффундирующим элементом, легче возникают флуктуации концентраций и энергии, необходимые для образования зародыша α-фазы критического размера и меньше работа его образования. Поскольку

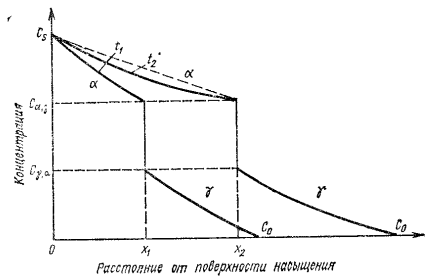


Рис. 13. Смещение концентрационного скачка во времени: $t_2 = 4t_1$; $x_2 = 2x_1$ (где t — время)

пересыщение имеется только на поверхности, α-фаза образует сплошной слой. Пока существует только γ-фаза, концентрация диффундирующего элемента плавно уменьшается от поверхности вглубь (рис. 12, *а*). Образование α-фазы приводит к скачкообразному повышению концентрации (химического потенциала) на величину, соответствующую ширине двухфазной области $\alpha + \gamma$.

Скачок концентрации возникает вследствие того, что двухфазные области $\alpha + \gamma$ диффузионным путем образовываться не могут. Это объясняется тем, что в пределах двухфазной области составы фаз постоянны и градиент концентраций в пределах каждой из них равен нулю. Между α-фазой, образовавшейся на поверхности, и нижележащей γ-фазой возникает межфазовая граница раздела (см. рис. 40, 68).

Концентрация диффундирующего элемента (химический потенциал) в α-фазе на поверхности сначала близка к C_γ (рис. 12), а затем с течением времени возрастает и в конечном случае будет соответствовать потенциалу насыщающей атмосферы. Пограничные составы при данной температуре насыщения не изменяются в течение всего времени химико-термической обработки.

В α-фазе, образовавшейся на поверхности, и в нижележащей γ-фазе протекает диффузия насыщающего элемента, которая стремится изменить установившуюся концентрацию на межфазовой поверхности. Это приводит к развитию межфазовой диффузии, т. е. переходу атомов диффундирующего элемента из α-фазы в γ-фазу, что восстанавливает пограничные концентрации на границе раздела фаз и передвигает ее в глубь обрабатываемого изделия. Скорость роста α-фазы будет тем выше, чем больше в ней подвижность диффундирующего элемента и чем медленнее протекает диффузия в γ-фазе.

Зародыши α-фазы растут по направлению диффузии, образуя характерные столбчатые кристаллы, так как необходимое для их роста пересыщение достигается в месте контакта α- и γ-фаз (рис. 12, *а*). Иногда диффузионный слой имеет кристаллографическую текстуру. Это явление можно наблюдать при борировании и алитировании, когда образуются интерметаллидные фазы, допускающие преимущественную диффузию в определенном структурно обусловленном направлении [37].

Для диффузии при температуре t_3 (ниже A_3) элемента, расширяющего γ-область, первоначально диффузия протекает в α-фазе, а затем образуется γ-фаза [1].

Толщина растущих α- и γ-фаз изменяется пропорционально $\sqrt{\tau}$, поэтому если x_2 (рис. 13) в 2 раза больше, чем x_1, то $\tau_2 = 4\tau_1$.

Для определения D в случае реактивной диффузии следует пользоваться методом Матаио. Эффективный коэффициент диффузии можно определить и не располагая концентрационной кривой, если предположить, что концентрация

[1] Столбчатое строение наружного слоя может отсутствовать, так как при охлаждении протекает фазовое γ → α-превращение.

диффундирующего элемента в пределах α- и γ-фазы изменяется линейно. В этом случае для α фазы

$$D_\alpha = \frac{1}{2\tau}\frac{x_\alpha}{C_s - C_{\alpha\gamma}}\int_0^{(C_s + C_{\alpha\gamma})/2} x\,dC, \qquad (22)$$

где x_α — ширина области, занятая α-фазой.

Поскольку рост фаз подчиняется параболической зависимости, скорость роста α-фазы будет равна $x_\alpha/2\tau$. Исходя из (22) видно, что чем больше D в данной фазе, чем уже прилегающая двухфазная область, и чем шире область гомогенности фазы, тем больше скорость роста фазы.

Вагнер дал методику расчета D для реактивной диффузии по экспериментально определенной толщине диффузионных слоев для двух случаев.

В первом случае исходным является двухфазный образец ($\alpha + \gamma$) с концентрацией C_0 и постоянной концентрацией на поверхности C_s ($C_s > C_{\alpha,\gamma}$). Положение границы растущей фазы подчиняется параболической зависимости

$$x = 2b\sqrt{D_\alpha \tau},$$

в которой x и τ находятся из опыта, а b определяют из формулы

$$\frac{C_s - C_{\alpha,\gamma}}{C_{\alpha,\gamma} - C_0} = \sqrt{\pi} b e^{b^2}\,\mathrm{erf}\,(b) = F(b).$$

Функции $F(b)$ [2] можно найти по специальным таблицам [18]. Определив $\frac{C_s - C_{\alpha,\gamma}}{C_{\alpha,\gamma} - C_0}$, находим $F(b)$, а затем b и D_α. По известному значению D_α можно рассчитать скорость роста α-фазы.

Во втором случае исходным (C_0) служит однофазный образец (γ). Диффузия реализуется в двух фазах γ и α и определяется двумя коэффициентами диффузии D_α и D_γ.

Как и в предыдущем случае, рост диффузионного слоя протекает по параболическому закону:

$$x = 2b\sqrt{D_\alpha \tau}, \qquad (23)$$

где D_α — коэффициент диффузии в α-фазе; τ — время насыщения.

В уравнение (23) x и τ находят из опыта, а b вычисляют из формулы

$$C_{\alpha,\gamma} - C_{\gamma,\alpha} = \frac{C_s - C_{\alpha,\gamma}}{\sqrt{\pi} b e^{b^2}\,\mathrm{erf}\,(b)} - \frac{C_{\gamma,\alpha} - C_0}{\sqrt{\pi} b \sqrt{\varphi} e^{b^2\varphi}\,\mathrm{erfc}\,(b\sqrt{\varphi})}, \qquad (24)$$

где $\mathrm{erfc}\,(b) = 1 - \mathrm{erf}\,(b)$, а

$$\varphi = \frac{D_\alpha}{D_\gamma}.$$

Зная один из коэффициентов диффузии, можно определить другой; зная D_α и D_γ, можно рассчитать скорость роста α-фазы.

Для определения D_α предложена формула [14]

$$D_\alpha = \frac{x^2}{4\tau \ln\left(\frac{M_0}{M_1 - C_{\alpha,\gamma}}\right)}, \qquad (25)$$

где M_0 — масса диффундирующего вещества, определяемая общей площадью, ограниченной концентрационной кривой и осями координат, а M_1 — масса про-

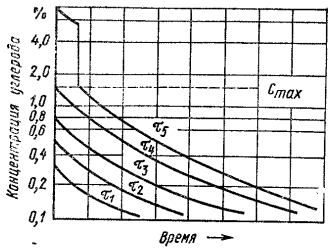


Рис. 14. Изменение концентрации углерода по толщине диффузионного слоя в зависимости от продолжительности цементации ($\tau_1 < \tau_2 < \tau_3 < \tau_4 < \tau_5$) при данной температуре (схема)

дифундировавшего вещества, определяемая частью кривой, отвечающей γ-фазе (берется соответствующая площадь).

Описанный механизм формирования диффузионного слоя при химико-термической обработке чистых металлов нашел хорошее экспериментальное подтверждение в случае насыщения железа азотом, углеродом, алюминием, кремнием и другими элементами [1].

На рис. 14 показан характер распределения концентрации углерода по толщине диффузионного слоя после цементации железа в активном карбюризаторе. При цементации железа (углеродистой стали) диффузия первоначально протекает в решетке аустенита.

При достижении предела насыщения при данной температуре на поверхности образуются зародыши карбида железа. Рост зародышей карбида вдоль поверхности протекает с большей скоростью, чем в глубь металла, в результате чего на поверхности образуется сплошной, очень тонкий карбидный слой; иногда цементит проникает вглубь в виде «усов» по границам аустенитных зерен.

В случае цементации при температуре ниже A_3, когда существует только α-железо, цементованный слой состоит только из очень тонкого слоя цементита [2], под которым располагается α-фаза с очень низкой концентрацией углерода.

Образование цементитного слоя указывает на то, что по его сечению происходит диффузия углерода, которая возможна лишь при наличии градиента концентрации, поэтому в настоящее время цементит рассматривают как фазу переменного состава.

При образовании на поверхности сплошного слоя цементита процесс насыщения будет определяться диффузией углерода через этот слой. По данным Л. А. Курочкина, А. А. Жуховицкого и В. А. Григоряна [29] температурная зависимость эффективного коэффициента диффузии углерода в цементите описывается уравнением

$$D_C^{Fe_3C} = 1{,}22 \cdot 10^{-4} \exp\left(-\frac{43}{RT}\right).$$

Малые значения энергии активации и предэкспонентного множителя указывают на развитие граничной диффузии. Карбидный слой наиболее легко образуется при цементации тонких образцов в активном карбюризаторе при температуре 900—950° С [45].

С повышением температуры цементации диффузионная подвижность углерода в аустените возрастает в большей мере, чем в цементите, что препятствует его образованию. Чем выше исходное содержание в стали углерода, тем легче образуется сплошной цементитный слой [45].

---

[1] Г. Н. Дубинин [15] считает, что во многих случаях формирование диффузионного слоя не подчиняется равновесным условиям, а происходит прерывисто и начинается с образования фазы высшего или среднего состава. Фазовый состав и структура в этом случае не могут быть описаны диаграммой фазового равновесия. По его мнению, на формирование диффузионного слоя оказывают большое влияние физико-химические и кинетические факторы насыщения. В частности, автор наблюдал образование неравновесных состояний структуры диффузионного слоя при насыщении железа марганцем и хромом, молибдена кремнием и хромом, меди теллуром и др.

[2] Карбидный слой при цементации наблюдали многие исследователи; П. Обергоффер, К. Пивоварский, Д. А. Прокошкин, А. А. Попов и др.

Образование в процессе диффузии двухфазного слоя (аустенит — цементит) на углеродистой стали практически исключено.

При цементации в производственных условиях карбидный слой, как правило, отсутствует и концентрация углерода в поверхностной зоне не превышает предела растворимости его в аустените при данной температуре. В этом случае диффузия реализуется только в аустените, который при последующем медленном охлаждении претерпевает распад с образованием феррятно-цементитной структуры.

При высокой концентрации углерода на поверхности слоя (более 1,2—1,3%) образуется грубая цементитная сетка или цементит выделяется в виде игл, что отрицательно сказывается на прочности диффузионного слоя.

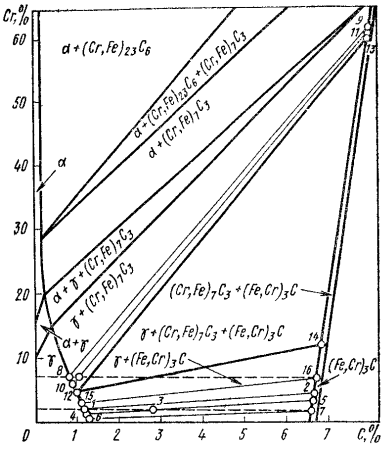


Рис. 15. Горизонтальный разрез диаграммы состояния железо — хром — углерод при температуре 950° С

В случае химико-термической обработки сплавов железа для описания кинетики образования и строения диффузионного слоя пользоваться бинарными диаграммами состояния нельзя. Для двухкомпонентных сплавов последовательность образования фаз и их состав в первом приближении (без учета происходящего при ХТО диффузионного перераспределения элементов сплава) можно проследить по тройной диаграмме фазового равновесия или их изотермическим разрезам при температуре насыщения. Например, при насыщении сплавов железа углеродом и азотом, диффузия которых протекает со скоростью, значительно превышающей скорость диффузии элементов, входящих в исходный состав сплава, диффузия последних практически не оказывает влияния на кинетику формирования диффузионного слоя и состав образующихся фаз. Имея горизонтальный разрез диаграммы состояния железо — хром — углерод при 950° С (рис. 15), можно проследить за последовательностью образования фаз и их составом в процессе цементации сплавов железа с хромом [45].

В случае сплава с 2% Cr концентрация углерода на поверхности повышается и по достижении предела насыщения при данной температуре (точка *1*) в диффузионном слое образуется двухфазный слой — аустенит и карбид $(Fe, Cr)_3C$ состава точки *2*. Таким образом, в трехкомпонентном сплаве, в отличие от двухкомпонентного, при температуре насыщения в равновесии могут находиться две фазы переменного состава. При увеличении длительности цементации состав аустенита и $(Fe, Cr)_3C$ изменяются в соответствии с ходом конод (тонкие линии на рис. 15). Например, в точке *3* состав аустенита определится точкой *4* и карбида точкой *5*. При достижении в аустените и карбиде предельного насыщения (точки *6* и *7*) на поверхности может образоваться сплошной слой карбида $(Fe, Cr)_3C$.

Как видно из рис. 15, по мере насыщения углеродом содержание его в аустените возрастает, а в карбиде уменьшается.

При цементации высокохромистого сплава (7% Cr) по достижении предельной растворимости углерода в аустените (точка *8*) в диффузионном слое также образуется двухфазная структура аустенит и карбид $(Cr, Fe)_7C_3$ состава точки *9*. При дальнейшей цементации состав аустенита и карбидов изменяются в соответствии с ходом коноды *10—11*. При совпадении коноды с линией раздела *12—13* может образоваться третья фаза.

Однако как в двухкомпонентной системе не могут образовываться двухфазные области, так в трехкомпонентной системе маловероятно образование трехфазной области. При дальнейшем насыщении в диффузионном слое будут аустенит, состав которого изменяется по линии *12—15* и карбид $(Fe, Cr)_3C$, состав которого определяется линией *14—16* [45].

Аустенитно-карбидная зона в цементованном слое практически возникает лишь при легировании стали карбидообразующими элементами, и в первую очередь хромом. Карбиды начинают образовываться на поверхности по границам и стыкам зерен. С течением времени выделение карбидов происходит и внутри зерна, двухфазная область распространяется на некоторую глубину, а на поверхности при цементации высоколегированных сталей возможно образование сплошного карбидного слоя [44]. Избыточные карбиды имеют глобулярную форму. При образовании аустенитно-карбидной зоны средняя концентрация углерода на поверхности цементованного слоя значительно превышает предел растворимости углерода в аустените C_{max}. Образование карбидов ведет к обеднению аустенита легирующими элементами. В пределах аустенитно-карбидной зоны концентрация легирующих элементов в аустените возрастает от поверхности вглубь, поэтому высокая концентрация углерода в слое ведет к уменьшению прокаливаемости. Это связано с зародышевым действием карбидов на распад аустенита и понижением его устойчивости за счет перехода легирующих элементов в карбид. При насыщении азотом легированного феррита и стали при температуре диффузии также возможно образование двухфазной зоны, состоящей из α-фазы и нитридных фаз [32].

Следует отметить, что в случае насыщении стали тем или другим элементом, образующим с железом твердые растворы замещения (Al, Cr, Mo, W, Si и др.), диффузионная подвижность которых заведомо меньше подвижности углерода, тройные диаграммы фазового равновесия использовать нельзя. Это объясняется тем, что в процессе диффузии элемента в сплав его состав вблизи поверхностных зон непрерывно изменяется вследствие диффузионного перераспределения элементов сплава, и в первую очередь углерода (вторичный диффузионный процесс).

В многокомпонентном растворе изменение концентрации одного элемента сопровождается изменением термодинамической активности других элементов, что вызывает их перераспределение [40].

При насыщении стали элементами, не образующими карбидов Al и Si, а также бором, повышающим активность углерода у поверхности, углерод оттесняется вглубь, к сердцевине. С другой стороны, оттеснение углерода к сердцевине объясняется малой растворимостью его в легированном феррите. В этом случае на поверхности образуется безуглеродистая α-фаза, а подслой содержит повышенное количество углерода. При насыщении железа карбидообразующими элементами, например хромом, понижающим активность углерода на поверхности, наоборот, происходит встречная диффузия углерода из внутренних слоев к поверхности. Как следствие этого на поверхности образуется сплошной слой карбидов. Непосредственно за слоем карбидов образуется зона, обогащенная углеродом, далее обезуглероженная зона и, наконец, сердцевина с исходным содержанием углерода.

При диффузионной металлизации стали, особенно легированной, действительное представление о фазовом составе диффузионного слоя можно получить не по диаграммам состояния сплавов, а лишь в результате рентгеноструктурного анализа диффузионного слоя.

Факторы, влияющие на толщину диффузионного слоя

Толщина диффузионного слоя, определяющая глубину упрочненного слоя, является наиболее важной характеристикой химико-термической обработки. Толщина слоя определяется: 1) температурой насыщения, 2) продолжительностью процесса, 3) величиной C_0 и перепадом концентрации по глубине слоя и 4) составом стали.

В большинстве работ, посвященных химико-термической обработке, кинетика насыщения железа (стали) тем или другим элементом описывается при помощи эмпирических формул, выражающих связь толщины диффузионных слоев с временем при постоянной температуре насыщения. В подавляющем числе случаев рост эффективной толщины диффузионного слоя подчиняется параболической зависимости:

$$x^2 = k\tau,$$

где x — толщина диффузионного слоя; k — константа, в которую входит коэффициент диффузии ($см^2/с$), зависящая от конкретных условий проведения химико-термической обработки; τ — время.

Константа k, а следовательно, и толщина слоя экспоненциально зависят от температуры:

$$k = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right),$$

где Q — эффективная энергия активации и R — газовая постоянная (~2,0).

Экспериментально определив при данной температуре и продолжительности процесса величину x, можно вычислить значение k:

$$k = \frac{x^2}{\tau}.$$

Параболическая зависимость многократно экспериментально подтверждена для тех случаев, когда концентрация диффундирующего элемента на поверхности C_0 в течение большей части времени насыщения оставалась величиной постоянной; когда C_0 на поверхности не постоянна — параболическая зависимость нарушается. В этом случае для определения x лучшие результаты дает уравнение

$$x^n = k_1\tau,$$

где $n = 1 \div 2$.

При постоянной температуре скорость диффузии в сильной степени зависит от граничных условий. Скорость и степень насыщения будут тем больше, чем больше перепад концентрации насыщающего элемента по диффузионному слою. Покажем это на примере (рис. 16). Концентрация диффундирующего элемента на поверхности C_0 одинакова для стали состава C_1 и C_2. Однако за данный отрезок времени общая толщина диффузионного слоя (рис. 16, *а*) и количество продиффундировавшего элемента (заштрихованная площадь под кривыми) у стали состава C_1 оказались больше [8]. Это связано с тем, что для стали C_1 перепад концентрации ($\Delta C_1 = C_0 - C_1$) больше, чем для стали C_2 ($\Delta C_2 = C_0 - C_2$). Чем выше концентрация диффундирующего элемента на поверхности C_0, тем больше толщина диффузионного слоя на стали данного состава C_1 (рис. 16, *б*). В связи с этим для сокращения длительности газовой цементации углеродный потенциал атмосферы вначале поддерживают высоким: 1,2—1,3% С (выше предела растворимости C_{max}), чтобы получить большой перепад концентрации (химического потенциала). На втором этапе устанавливается пониженный потенциал, величина которого опреде-

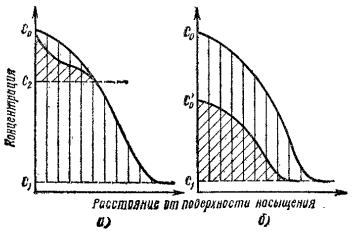


Рис. 16. Зависимость скорости химико-термической обработки от граничных условий:

а — концентрация на поверхности C_0 постоянная; изменяется состав стали C_1 и C_2; *б* — состав стали C_1 постоянен; изменяется C_0 (C_0 и C_0')

ляется требуемыми свойствами детали (чаще 0,8—0,95% С). При оптимальных соотношениях первого и второго периода продолжительность цементации для получения слоя заданной толщины сокращается. Применение комбинированного цикла позволяет увеличить общую толщину цементованного слоя в 1,8 раза при одновременном увеличении эффективной толщины слоя в 4 раза.

По этой же причине, чем больше в стали углерода, тем меньше толщина цементованного слоя при данных температуре и продолжительности насыщения.

На толщину диффузионного слоя большое влияние оказывают легирующие элементы. Изменяя величину D и C_0, легирующие элементы могут увеличить или уменьшить толщину слоя. Влияние их на толщину слоя зависит от того, какой из этих факторов будет превалировать. Так например, хром и вольфрам уменьшают коэффициент диффузии углерода в аустените D_C^γ, но, повышая концентрацию углерода на поверхности C_0, несколько увеличивают толщину цементоваиного слоя. Никель, наоборот, увеличивает D_C^γ (снижая энергию активации диффузии), но уменьшает концентрацию углерода на поверхности и поэтому уменьшает толщину слоя. Марганец почти не влияет на D_C^γ, но повышает концентрацию углерода на поверхности C_0, вследствие чего несколько увеличивает толщину цементованного слоя.

Следовательно, результаты цементации определяются соотношением между концентрацией углерода на поверхности и величиной коэффициента диффузии.

Легирующие элементы оказывают большое влияние на толщину диффузионного слоя при азотировании (с. 322), борировании (с. 344) и диффузионном насыщении металлами (с. 350).

2. ЦЕМЕНТАЦИЯ, НИТРОЦЕМЕНТАЦИЯ И ЦИАНИРОВАНИЕ

Цементация

Цементацией (науглероживанием) называется химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали углеродом при нагревании в соответствующей среде — карбюризаторе (табл. 3). Цементацию, как правило, проводят при температурах выше точки Ac_3 (930—950° С), когда устойчив аустенит, растворяющий углерод в больших количествах.

Окончательные свойства цементованные изделия приобретают в результате термической обработки, выполняемой после цементации (табл. 4).

Назначение цементации и последующей термической обработки — придать поверхностному слою высокую твердость и износостойкость, повысить предел контактной выносливости и предел выносливости при изгибе и кручении.

Наибольшее распространение цементация получила для повышения долговечности таких ответственных и напряженных изделий, как шестерни.

Стали для цементации. Цементуемые стали должны обладать высокой прокаливаемостью и закаливаемостью поверхностного слоя для обеспечения требуемой прочности и твердости, а прокаливаемость сердцевины должна регулироваться в достаточно узких пределах (*HRC* 30—43). Вместе с этим, при высоких значениях предела прочности, предела выносливости при изгибе, предела контактной выносливости после химико-термической обработки в стали необходимо обеспечить и удовлетворительную вязкость. Поэтому цемеитуемые стали должны быть наследственно мелкозернистыми (балл 6—8). Кроме того, применение мелкозернистых сталей позволяет использовать наиболее рациональный режим непосредственной закалки или закалки с подстуживанием после цементации, вследствие чего уменьшается деформация деталей и снижаются затраты на их обработку.

Цементуемые стали также должны обладать хорошей обрабатываемостью резанием, поэтому предварительная термическая обработка должна обеспечивать оптимальную микроструктуру. При неудовлетворительной микроструктуре заготовок ухудшается качество рабочей поверхности, а возникающие в процессе резания внутренние напряжения способствуют увеличению деформации изделий при последующей химико-термической обработке.

Таблица 3. Цементация стали

Карбюризатор (насыщающая среда), его состав	Температура, °С	Общая продолжительность процесса, ч	Толщина слоя, мм	Примечание
Цементация в твердом карбюризаторе				
1. Древесный уголь (березовый) в смеси с 20—25% $BaCO_3$ и 3,5—5% $CaCO_3$ (ГОСТ 2704—66)	930—950	4—15	0,5—1,5	Ящики загружают в печь, нагретую до 600—700° С либо имеющую рабочую температуру. Охлаждают ящики на воздухе
2. Каменноугольный полукокс в смеси с 10—15% $BaCO_3$ и 3,5% $CaCO_3$ (ГОСТ 5535—76)				
Зернистость 5—10 мм, влажность не более 5—6%. Рабочая смесь состоит из 25—30% свежего и 70—75% отработанного карбюризатора. Содержание $BaCO_3$ в рабочей смеси 5—7%*				
Газовая цементация				
Эндотермическая атмосфера (около 20% CO, 40% H_2, 40% N_2) + до 5% природного газа (CH_4)	930—950	6—10	0,7—1,5	Процесс проводят в методических безмуфельных и камерных печах. В печи поддерживают постоянное давление (25—30 мм вод. ст.). Охлаждение — в закалочной среде (при непосредственной закалке) или колодцах
Экзо-эндогаз (20% CO, 20% H_2, 60% N_2) + + 0,5 — 5% CH_4	930—950	6—10	0,7—1,5	
Газы, получаемые из керосина, синтина, различных спиртов и других углеводородов, непосредственно в печи для цементации **	930—950	4—10	0,8—1,6	Процесс проводят в шахтных или камерных печах. Загружают изделия в печь при 930—950° С. Перед началом цементации из муфеля печи должен быть вытеснен воздух продувкой цементующим газом во избежание окисления и обезуглероживания деталей. Охлаждение проводят в колодцах или на воздухе

Продолжение табл. 3

Карбюризатор (насыщающая среда), его состав	Температура, °С	Общая продолжительность процесса, ч	Толщина слоя, мм	Примечание
Цементация в жидком карбюризаторе				
78—85% Na_2CO_3 (или K_2CO_3) + 10—15% NaCl + 6—8% SiC	870—900	0,5	0,15—0,2	Для мелких деталей и нормалей. Недостаток — неравномерная глубина слоя. Карбид кремния добавляют после расплавления солей. Регенерация ванны проводится через 3,0 ч добавкой 0,5—1,0% SiC от массы солей и Na_2CO_3 до требуемого уровня ванны

* Существует много карбюризаторов, однако чаще применяют готовые карбюризаторы, приведенные в этой таблице. Карбюризатор не должен содержать вредных примесей (сера, зола), должен обладать достаточной прочностью, чтобы не дробиться и образовывать пыль, сохранять активность при повторном применении и давать минимальную усадку при цементации. При повышении температуры цементации нужно снижать содержание солей до 2—3%.

При цементации в стандартном карбюризаторе объем, занимаемый деталями, составляет 15—30% (в зависимости от сложности детали) объема цементационного ящика. Детали, имеющие диаметр или сторону квадрата 10—30 мм, должны быть упакованы в карбюризаторе с промежутками 5—15 мм.

** Жидкие карбюризаторы должны обеспечить: 1) минимальное саже- и коксообразование; 2) образование большого количества газа из единицы массы (объема) в процессе его распада; 3) минимальное содержание сернистых соединений, вызывающих разъедание деталей и арматуры печи. Наименьшей склонностью к саже- и коксообразованию. Наибольшим газообразованием отличаются карбюризаторы, состоящие из парафиновых углеводородов (C_nH_{2n+2}).

Расход карбюризатора, капли/мин, в печи Ц25 составляет при нагреве 20—30 и выдержке 40—60, в печи Ц60 — соответственно 30—60 и 60—90, в печи Ц105 — 60—80 и 150—180, в печах ШЦН45А — 35—45 и 60—90, а ШЦН95А — 50—75 и 120—150.

Таблица 4. Режимы термической обработки цементованных деталей

Условия термической обработки	Общая характеристика термической обработки	Примечание
Непосредственная закалка в масле (расплавленные соли) 160—180° С из цементационной печи с подстуживанием до 800—850° С (до температуры выше Ac_3 сердцевины стали)	Не измельчает зёрна стали. Подстуживание уменьшает коробление деталей и повышает твердость слоя вследствие снижения количества остаточного аустенита. Рекомендуется для сравнительно низколегированных наследственно мелкозернистых сталей (15Х, 18ХГТ, 25ХГТ, 25ХГМ, 25ХНМ, 25ХГР, 20ХН, 15ХНТА и др.)	Широко применяют после газовой цементации в методических безмуфельных печах

Продолжение табл. 4

Условия термической обработки	Общая характеристика термической обработки	Примечание
Быстрое или медленное охлаждение после цементации, закалка с 750—780° С или с температуры выше Ac_3 сердцевины стали	При быстром охлаждении не образуется карбидная сетка, но увеличивается коробление деталей. Для полной закалки сердцевины нагрев проводят выше Ac_3. Для уменьшения коробления иногда применяют ступенчатую закалку (160—180° С)	Применяют после цементации твердым карбюризатором и газовой в шахтных печах
Цементация с замедленным охлаждением, высокий отпуск при 600—640° С 3—10 ч, закалка с пониженной температуры (780—800° С — сталь 20Х2Н4А и 800—820° С — сталь 18Х2Н4ВА)	Высокий отпуск вызывает распад остаточного аустенита и образование легированных карбидов. При нагреве стали под закалку карбиды лишь частично растворяются в аустените. При последующей закалке аустенит претерпевает мартенситное превращение, количество остаточного аустенита резко снижается, а твердость возрастает	Применяют после цементации высоколегированных сталей (20Х2Н4А, 18Х2Н4ВА и др.), когда в цементованном слое много остаточного аустенита
Охлаждение после цементации на воздухе (или вместе с ящиком), двойная закалка или нормализация и закалка	Первая закалка (или нормализация) с 880—900° С устраняет карбидную сетку и измельчает зерно сердцевины. Нормализация дает меньше коробления, но не всегда устраняет карбидную сетку в слое. Вторая закалка с 760—830° С измельчает зерно цементованного слоя и придает ему высокую твердость	Применяют редко, после цементации в твердом карбюризаторе ответственных деталей для получения высоких механических свойств. В результате двойного нагрева происходят большие коробления деталей и обезуглероживание

Примечания. 1. При всех вариантах обработки заключительная операция — низкий отпуск при 160—180° С в течение 1—2 ч.

2. Для уменьшения коробления сложных деталей закалку рекомендуется вести в оправках и штампах. При непосредственной закалке из цементационной печи необходимо учитывать интенсивность охлаждения, обеспечивающего получение структуры мартенсита и исключающего образование трещин и повышенных деформаций. Увеличение садки на поддон проходных безмуфельных печей более 100 кг приводит к повышенному разбросу в структуре, твердости, в деформации деталей в пределах одного поддона.

3. Уменьшение скорости охлаждения вызывает снижение поверхностной твердости и прокаливаемости цементованного слоя, уменьшение предела выносливости и долговечности деталей, особенно при наличии внутреннего окисления.

В связи с тем, что необходимо обеспечить требуемую прокаливаемость слоя и сердцевины и добиться минимальной деформации при закалке для изготовления ответственных деталей, используют закаливающиеся в масле легированные стали; углеродистые стали, закаливающиеся в воде, для этих изделий не применяются.

Однако чрезмерно высокое содержание легирующих элементов (в особенности дефицитных) в сталях для цементуемых изделий, например шестерен, не рекомендуется ибо при этом затрудняется применение наиболее экономически и технически выгодного метода непосредственной закалки их после цементации. Непосредственная закалка высоколегированных сталей неприемлема из-за опасности образоваиия в структуре цементованного слоя чрезмерно большого количества остаточного аустенита, вследствие чего может значительно снизиться прочность изделия, например шестерен.

Рекомендуемое содержание углерода в цементуемых легированных сталях ранее не превышало 0,24%, однако за последние годы в ряде случаев допускается повышение этого предела до 0,30%.

В отечественной промышленности для ответственных цементуемых шестерен используются хромомарганцевые стали с титаном (18ХГТ, 30ХГТ) и с молибденом (25ХГМ), хромоникельмолибденовые (20ХНМ, 22ХНМ, 20ХН2М), хромомарганцевоникелевые (19ХГН), хромоникелевые с титаном (15ХГНТА), а также легированные стали с добавкой бора (20ХГР, 20ХНР, 20ХГНТР), хромоникелевая экономно-легированная сталь 25ХГНМАЮ и др.

Высоколегированные хромоникелевые стали с 3—4% Ni (типа 12ХН3А, 12Х2Н4А) применяются в значительно меньших масштабах. В зарубежной практике также наиболее широко используются среднелегированные цементуемые стали, для упрочнения которых с успехом может быть применен более рациональный метод химико-термической обработки — цементация и непосредственная закалка с подстуживанием (или без подстуживания).

Основные требования к цементуемым изделиям. Толщина диффузионного слоя оказывает весьма существенное влияние на прочность (прежде всего на сопротивление усталости при изгибе и на контактную выносливость). При этом наибольшее значение имеет отношение толщины слоя к толщине сечения изделий; для цилиндрических изделий — отношение толщины слоя к радиусу (r), а для зубчатых колес — отношение толщины слоя к модулю (m).

Анализ, проведенный с учетом принятых значений твердости и прочности для слоя и сердцевины, позволяет сделать однозначный вывод, что использование для оценки толщины упрочненного слоя такого критерия, как общая глубина насыщения до исходной структуры сердцевины, неприемлемо [26]. Более правильно учитывать не общую глубину насыщения, а эффективную толщину слоя, которая характеризуется контрольной твердостью свыше определенного значения. В качестве контрольной была предложена твердость *HRC* 50, которая характеризует суммарную толщину распространения эвтектоидной зоны и половины переходной зоны, что соответствует концентрации углерода в слое свыше 0,4% (табл. 5) [26].

Однако в последнее время для оценки эффективной толщины слоя получили распространение и более высокие значения контрольной твердости — до 540 или 600 единиц твердости по Виккерсу при нагрузке 0,5 кгс в зависимости от марки цементуемой стали (табл. 6) [68].

Рекомендуемые абсолютные значения эффективной толщины цементованного слоя определяемой в соответствии с табл. 5 для зубчатых колес приведены ниже [68].

Модуль зубчатых колес, мм	1,5—2,25	2,5—3,5	4,0—5,5	6,0—10	11—12	14—18
Рекомендуемая эффективная толщина слоя, мм	0,3±0,1	0,5±0,2	0,8±0,3	1,2±0,3	1,5±0,4	1,8±0,5

Весьма существенное влияние на прочность цементованной стали оказывает твердость сердцевины, которая зависит главным образом от концентрации углерода в стали. Хотя показатели прочности цементованной стали повышаются с ростом содержания углерода и твердости сердцевины, однако это увеличение не может быть беспредельным, ибо при чрезмерно высоком содержании углерода

Таблица 5. Рекомендуемые значения эффективной толщины слоя до твердости *HRC* 50 для зубчатых колес

Модуль зубчатых колес, мм	Эффективная толщина слоя до *HRC* 50, мм	Отношение толщины слоя к модулю
1,5	0,4	0,27
3,0	0,8	0,27
4,0	0,95	0,24
5,0	1,1	0,22
7,0	1,4	0,20
10,0	1,8	0,18

Таблица 6. Рекомендуемые значения контрольной и поверхностной твердости при установлении эффективной толщины слоя

Сталь (химический состав, %)	Рекомендуемая поверхностная твердость	Контрольная твердость *HV*
Хромомарганцевистая 20ХГ (0,2 С; 1,2 Mn; 1,2 Cr)	*HRC* 60 ±2 или *HV* 710 ±40	540
Хромомолибденовая (0,2С, 0,3 Cr, 0,5 Mo)	*HRC* 58 ±2	540
Хромомолибденовая с добавкой бора (0,2С, 0,3 Cr, 0,5 Mo, >0,0005 B)	*HRC* 58 ±2 или *HV* 670 ±40	600
Хромоникелевая (0,2 С, 2 Cr, 2 Ni)	*HRC* 60 ±2	600

в сердцевине нарушается желательная последовательность мартенситного превращения в сердцевине и слое. При высокой концентрации углерода (>0,35%) в сердцевине мартенситная точка снижается, вследствие чего при закалке возможно вначале мартенситное превращение в слое, а затем в сердцевине, что приводит к уменьшению остаточных напряжений сжатия на поверхности, а следовательно, и к снижению усталостной прочности. Кроме того, с повышением концентрации углерода в сердцевине снижается вязкость цементованной стали. В связи с этим на основе результатов экспериментальных исследований в сталях для цементации рекомендуется содержание углерода не выше 0,30%, а оптимальные значения твердости сердцевины после химико-термической обработки должны находиться в пределах *HRC* 29—43 [26].

На показатели прочности цементованной стали оказывает большое (часто решающее) влияние концентрация углерода на поверхности (рис. 17). Оптимальное содержание углерода, при котором обеспечивается максимальное сопротивление хрупкому разрушению, составляет 0,6—0,8%, усталостная прочность при изгибе достигает максимальных значений при 0,8—1,05% С на поверхности, а максимальные значения контактной выносливости получаются при содержании углерода в пределах 1,0—1,25%.

Надежность и долговечность при эксплуатации цементуемых изделий зависят также от структуры слоя и сердцевины, образующейся в результате полного цикла химико-термической обработки. В связи с необходимостью обеспечения поверхностной твердости *HRC* 59—62 структура слоя должна состоять в основном из мелкоигольчатого мартенсита с небольшими изолированными участками остаточного аустенита. Абсолютно недопустимы выделения карбидов в форме сетки по границам зерен, ибо при этом резко возрастает хрупкость. Нежелательны также выделения в значительном колнчестве изолированных карбидов, различимых при увеличении ×100, так как и в такой форме они снижают вязкость цементованной стали, особенно в углах и на торцах деталей. Содержание остаточного аустенита в слое не должно превышать 15—20%.

Структура сердцевины должна состоять из низкоуглеродистого мартенсита или нижнего бейнита, при этом недопустимы выделения феррита в форме сфероидальных включений и особенно опасны выделения феррита по границам зерна, ибо в этом случае резко снижается усталостная прочность (рис. 18), а также удар-

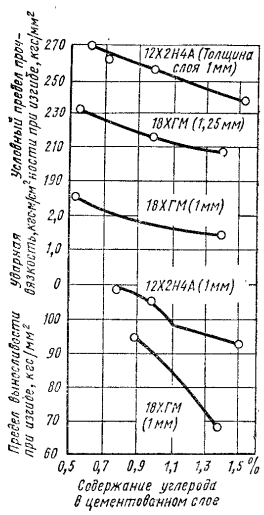


Рис. 17. Влияние углерода на механические свойства легированной цементованной стали



Рис. 18. Влияние феррита в сердцевине цементованной стали на усталостную прочность:
1 — без феррита в структуре сердцевины; *2* — с ферритом в сердцевине

ная вязкость, даже в том случае, если твердость сердцевины находится в рекомендуемых пределах *HRC* 29—43.

Таким образом, для получения высоких показателей прочности цементованных изделий — зубчатых колес — необходимо обеспечить регулирование в узких пределах ряда параметров, характеризующих строение и свойства слоя и сердцевины.

Технология цементации. Насыщение поверхности углеродом ранее повсеместно проводилось в твердом карбюризаторе (см. табл. 3).

Недостатки цементации твердым карбюризатором: невозможность регулирования степени насыщения; непроизводительная затрата энергии на прогрев карбюризатора и ящиков; необходимость больших производственных площадей; невозможность непосредственной закалки после цементации и т. д.

Однако универсальность и простота цементации твердым карбюризатором обусловливают применение ее, особенно на заводах мелкосерийного и единичного производства. Для цементации используются ящики различной формы. Процесс ведут в камерных, реже (для длинных деталей) в шахтных печах.

Определенное распространение получил процесс газовой цементации в шахтных печах периодического действия, в камеру которых подаются жидкости — бензол, пиробензол, синтин, бутиловый спирт и др. (см. табл. 3). Данные о продолжительности насыщения в шахтных печах при 930° С приведены в табл. 7.

Необходимо учитывать, что точное регулирование насыщения углеродом в шахтных печах можно обеспечить только при небольших колебаниях (в пределах не более 3%) содержания окиси углерода в отходящих газах при повышенной герметизации камеры печей, что в производственных условиях трудно реализовать. Кроме того, после окончания насыщения в шахтных печах подстуживание изделий перед закалкой проводится на воздухе или в контролируемой атмосфере без регулирования углеродного потенциала. Вследствие этого снижается концентрация углерода в аустените на глубине 0,05—0,1 мм от поверхности, что приводит к уменьшению закаливаемости слоя и к снижению усталостной прочности на 30—35%.

Таблица 7. Продолжительность газовой цементации в шахтных печах, ч *

Общая глубина насыщения, мм	Пиробензол	Керосин осветительный	Синтин
0,5—0,7	3—4	3—4	2,5—3
0,7—1,0	4—6	5—7	3—4
1,0—1,3	6—8	7—9	5—6
1,3—1,6	8—10	9—11	6—8
1,6—1,9	10—12	11—13	9—10

* Более детальные сведения о процессе цементации в шахтных печах и последующей термической обработке приведены в работе [25]

В связи с этим для наиболее ответственных изделий, например шестерен, применение шахтных печей для химико-термической обработки не рекомендуется.

Наиболее существенным признаком рационального процесса цементации следует считать возможность автоматического регулирования углеродного потенциала газовой атмосферы, что позволяет обеспечить заданное распределение концентрации углерода по слою как при насыщении, так и при последующих операциях термической обработки. Кроме того, в применяемой газовой атмосфере должно быть сведено к минимуму выделение сажистого углерода на поверхности изделий, затрудняющего равномерное поступление атомов углерода на поверхность стали.

Этим требованиям наиболее полно удовлетворяет так называемая эндотермическая атмосфера, получаемая путем частичного сжигания углеводородных газов при невысоком коэффициенте избытка воздуха ($\alpha = 0{,}25$).

Схема генератора для получения эндотермической атмосферы приведена на рис. 19.

В соответствии с правилом фаз однозначная зависимость между многокомпонентной газовой смесью и углеродом в стали может наблюдаться при соблюдении следующих условий: а) структура стали при насыщении должна быть однофазной; б) в составе атмосферы необходимо иметь постоянную концентрацию (CO и H_2).

Для обеспечения первого условия необходимо, чтобы при автоматическом регулировании насыщения структура стали состояла только из аустенита (без карбидной фазы), а в камере печи отсутствовали выделения сажистого углерода из газовой атмосферы.

Второе условие практически соблюдается применительно к эндотермической атмосфере в связи с тем, что содержания CO и H_2 в ней достигают высоких абсолютных значений (20, 40%), а изменения этих значений, в зависимости от используемых на практике величин коэффициента избытка воздуха, незначительны.

В последнее время помимо эндотермической атмосферы получает распространение и другой тип атмосферы с автоматическим регулированием углеродного потенциала — так называемая экзо-эндотермическая атмосфера.

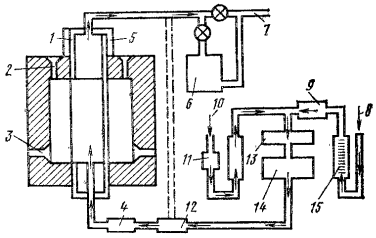


Рис. 19. Схема генератора для приготовления эндотермической атмосферы:
1 — реторта с катализатором; *2* — выход продуктов горения; *3* — горелка для нагрева реторты; *4* — автоматический клапан; *5* — камера охлаждения; *6* — охладитель газа; *7* — подача газа в печь; *8* — вход углеводородного газа; *9* — регулятор давления; *10* — вход воздуха; *11* — фильтр; *12* — автоматический регулятор давления; *13* — смеситель; *14* — насос; *15* — флоуметры

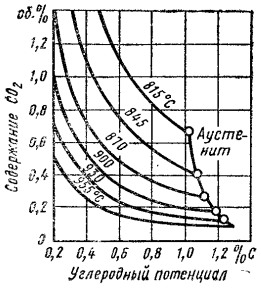


Рис. 20. Эмпирические кривые равновесия для эндотермической атмосферы при регулировании по CO_2

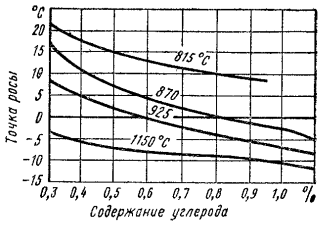


Рис. 21. Эмпирические кривые равновесия для эндотермической атмосферы при регулировании по содержанию H_2O

Первоначально автоматическое регулирование науглероживающей способности эндотермической атмосферы или ее углеродного потенциала (характеризующего способность атмосферы обеспечить определенную концентрацию углерода на поверхности стали при диффузии в полубесконечное пространство) проводилось только по содержанию H_2O, характеризующемуся точкой росы атмосферы. Впоследствии получило распространение регулирование атмосферы по содержанию CO_2, концентрация которого определяется с помощью приборов, использующих инфракрасное излучение.

Для определения оптимальных параметров регулирования (по содержанию H_2O и CO_2) разработаны на основе теоретических исследований с учетом активности углерода в аустените диаграммы равновесия [63].

Для легированных сталей такие диаграммы разработаны с учетом влияния легирующих элементов на активность углерода в аустените; эти диаграммы представляют значительный теоретический интерес. В практике производства можно пользоваться так называемыми эмпирическими кривыми равновесия, которые характеризуют зависимость между температурой, точкой росы или концентрацией CO_2 в атмосфере и содержанием углерода в стали применительно к практическим условиям нагрева стали при химико-термической обработке с использованием эндотермической атмосферы (рис. 20, 21).

При цементации изделий желательно форсирование диффузии углерода. Однако скорость этого процесса при приближении к равновесным условиям резко уменьшается, поэтому использование для насыщения углеродом только одной эндотермической атмосферы экономически невыгодно, и для повышения углеродного потенциала этой атмосферы в рабочее пространство печи вводят в небольших количествах газы, богатые углеводородами (метан или природный газ) в количестве до 5%.

При этом в рабочем пространстве печи происходят реакции

$$CH_4 + H_2O \rightleftarrows CO + 3H_2;$$

$$CH_4 + CO_2 \rightleftarrows 2CO + 3H_2.$$

Указанные реакции термодинамически более вероятны, чем реакция диссоциации метана с выделением свободного углерода [26], поэтому при сравнительно небольших добавках метана последний не участвует непосредственно в процессе насыщения углеродом, а повышает углеродный потенциал вследствие увеличения концентрации окиси углерода в атмосфере. В этих условиях на поверхности стали не выделяется в значительном количестве сажистый углерод и сохраняется однозначная зависимость между углеродным потенциалом и концентрацией H_2O и CO_2 в атмосфере. Таким образом, количество добавляемого метана должно быть строго ограничено из-за опасения потерн наиболее ценного преимущества эндотермической атмосферы — способности к автоматическому регулированию углеродного потенциала. Добавка метана в различные зоны агрегата изменяется — в I зону подается 4% метана, во II и III — 2%, в последние зоны метан вообще не добавляется.

В настоящее время газовая цементация с использованием эндотермической атмосферы осуществляется преимущественно в безмуфельных агрегатах непрерывного действия при обеспечении механизации и автоматизации цикла обработки. Такие высокопроизводительные агрегаты широко используются в машиностроении с массовым характером производства (автомобильном, тракторном, сельхозмашиностроении).

Для осуществления химико-термической обработки при автоматическом регулировании углеродного потенциала в серийном производстве рекомендуется применять герметизированные камерные печи периодического действия, в которых (так же как и в безмуфельных агрегатах) исключается контакт поверхности нагретой стали с воздухом при переносе изделий из печи в охладительную систему.

В связи с тем, что описание конструкции безмуфельных агрегатов и универсальных камерных печей приведено в разделе «Современное оборудование для термической обработки», ниже рассмотрены только основные особенности технологического процесса.

Типовой режим химико-термической обработки изделий, например зубчатых колес, из среднелегированной цементуемой стали включает цементацию при 930° С, подстуживание до 850° С, затем ступенчатую закалку — выдержку в горячем масле (180° С) с последующей закалкой в холодном масле и низкий отпуск при 180° С.

При обработке по такому режиму в безмуфельных агрегатах достигаются следующие преимущества:

а) автоматическое регулирование углеродного потенциала атмосферы, что обеспечивает заданную концентрацию углерода в слое;

б) исключаются нежелательные изменения состава и строения периферийных зон слоя, вследствие проведения подстуживания изделий в герметизированной камере, которая заполнена атмосферой с регулируемым потенциалом углерода;

в) уменьшаются деформации изделий в результате применения ступенчатой закалки в горячем масле при предварительном подстуживании от температуры цементации без повторного нагрева.

Схема разводки газов в безмуфельном агрегате ЗИЛ приведена на рис. 22. Регулирование углеродного потенциала осуществляется в двух независимых блоках; такая система позволяет обеспечивать точность регулирования концентрации углерода в слое в пределах ±0,05%.

На точность регулирования оказывают существенное влияние несколько факторов: насыщение газовой атмосферы парами масла из закалочного бака, наличие масла и других примесей на поверхности загружаемых деталей, герметичность камеры печи, колебания температуры, изменения в составе газа. Так, например, колебания температуры в пределах ± 10° С приводят к изменению углеродного потенциала в пределах ±0,07%, колебания концентрации CO_2 (при регулирова-

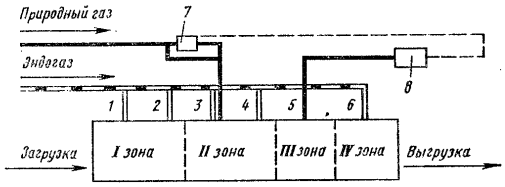


Рис. 22. Схема разводки газов в безмуфельном агрегате при регулировании по CO_2:

1—4, 6 — вводы газа; *5* — отбор пробы газа на CO_2; *7* — автоматический клапан; *8* — газоанализатор на CO_2

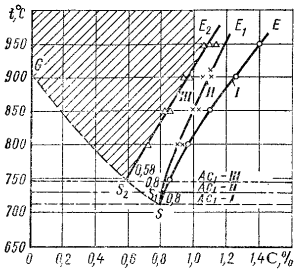


Рис. 23. Предел растворимости углерода в аустените для углеродистой стали и легированной стали 25ХГТ:
I — чистый сплав Fe — C; *II* — сталь У12; *III* — сталь 25ХГТ

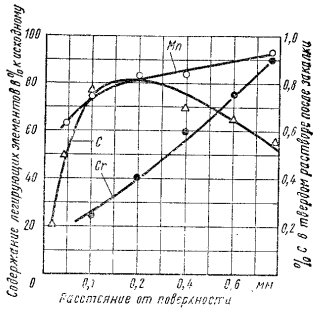


Рис. 24. Распределение концентрации легирующих элементов — хрома и марганца, а также концентрации углерода в твердом растворе после закалки. Сталь 25ХГТ, цементация до содержания углерода на поверхности 1,05%

нии потенциала по CO_2) в пределах ±0,01% изменяют углеродный потенциал на ±0,04%.

В результате суммарные изменения углеродного потенциала могут возрастать до ±0,15%.

Для повышения точности регулирования атмосферы рекомендуется метод автоматической компенсации показаний газоанализаторов по результатам определения содержания углерода методом сжигания фольги.

Таким образом, при применении атмосферы с автоматическим регулированием углеродного потенциала и использовании автоматизированных безмуфельных агрегатов создается потенциальная возможность достижения высоких показателей качества цементованной стали, так как при этом предотвращаются нежелательные и неконтролируемые изменения суммарной концентрации углерода в слое. Однако для полной реализации этих возможностей необходимо соблюдение дополнительных условий, которые способствуют сохранению максимальной концентрации легирующих элементов в твердом растворе (аустените) в процессе насыщения углеродом.

Легирующие элементы, как правило, уменьшают растворимость углерода в аустените (рис. 23) [26]. В связи с этим стимулируется образование новой фазы — легированного цементита или карбидов легирующих элементов: при этом карбидообразующие элементы (преимущественно хром, марганец, титан) концентрируются в карбидной фазе, а содержание их в аустените резко снижается (рис. 24). Поэтому в периферийной зоне слоя, на глубине до 0,2 мм от поверхности, значительно уменьшается прокаливаемость и при закалке изделий в масле на поверхности образуются немартенситные структуры, о чем свидетельствует уменьшение концентрации углерода в твердом растворе после закалки до 0,3%. В результате этого, показатели прочности понижаются и особенно сопротивление усталости при изгибе (с 80 до 60 кгс/см²). Для наиболее распространенных цементуемых сталей, легированных хромом, марганцем, титаном, обеднение аустенита карбидообразующими элементами и соответственно снижение прокаливаемости слоя наблюдается уже при концентрации углерода в слое выше 0,80%.

Таким образом, превышение предела растворимости углерода в аустените приводит к существенному изменению воздействия ряда легирующих элементов на прокаливаемость. В доэвтектоидных среднеуглеродистых сталях такие элементы как хром и марганец весьма эффективно повышают прокаливаемость стали (рис. 25). При содержании в стали 1% С (что соответствует его средней концентрации в цементованном слое) воздействие указаных элементов на прокаливаемость резко уменьшается (рис. 26) [67]. Вместе с этим обеспечивается весьма эффективное влияние на повышение прокаливаемости таких элементов, как молибден и азот. Использование этой особенности указанных элементов для улучшения свойств цементуемых сталей является целесообразным.

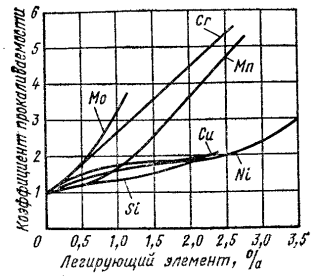


Рис. 25. Влияние легирующих элементов на прокаливаемость доэвтектоидных сталей

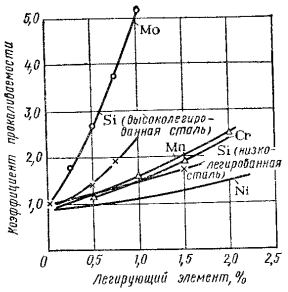


Рис. 26. Влияние легирующих элементов на прокаливаемость сталей с 1% С

Установлено, что при цементации в эндотермической атмосфере наблюдается диффузия кислорода в сталь на глубину 0,02—0,03 мм, вследствие чего возможно внутреннее окисление ряда легирующих элементов (рис. 27).

Из-за образования дисперсных окислов таких элементов, как марганец, хром, в периферийной зоне цементованного слоя на глубине до 0,03 мм от поверхности наблюдается обеднение твердого раствора этими легирующими элементами (рис. 28), что приводит к снижению прокаливаемости слоя в этой зоне [26]. При глубине зоны внутреннего окисления более 0,013 мм (определяемой по глубине трооститной зоны в закаленной стали после специального травления), усталостная прочность снижается на 30% (рис. 29). Для ликвидации или уменьшения вредного влияния внутреннего окисления рекомендуется легировать стали элементами, потенциально не склонными к внутреннему окислению при взаимодействии с газовым карбюризатором.

Исследования показали, что наиболее эффективное влияние в этом направлении оказывает молибден в количестве 0,4—0,5% [26], концентрация которого в твердом растворе не снижается при цементации

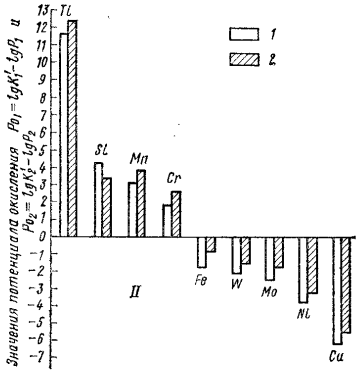


Рис. 27. Значения потенциалов внутреннего окисления легирующих элементов в эндотермической атмосфере:
I — область окисления металлов; *II* — область восстановления; *1* — потенциал окисления Po_1 для реакции $nMe + H_2O \rightleftarrows mMe^{+n}/mO'/m + H_2$; *2* — потенциал окисления Po_2 для реакции $nMe + Co_2 \rightleftarrows mMe^{n}/mO'/m + CO$

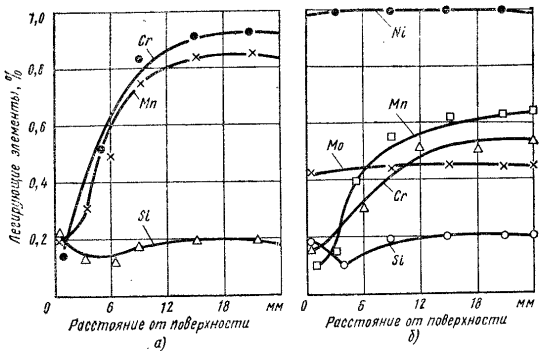


Рис. 28. Концентрация легирующих элементов в твердом растворе в цементованном слое по данным микрорентгеноспектрального анализа:
а — сталь 25ХГТ; *б* — сталь 25ХГНМ

ции, вследствие чего на самой поверхности образуется мартенсит и не наблюдается снижения углерода в твердом растворе.

Повысить прокаливаемость и закаливаемость цементованного слоя можно и за счет дополнительного легирования слоя азотом, осуществляемого путем добавки 5—10% аммиака в рабочее пространство печи за 10 мин до окончания процесса цементации [26].

Опасность образования немартенситных структур при закалке велика для тех зон изделий, где скорость охлаждения понижена. Это относится в первую очередь к зоне впадины между зубьями зубчатых колес, в которой наряду с этим возникают максимальные напряжения при изгибающих циклических нагрузках. Как показывают экспериментальные исследования, скорость охлаждения во впадине между зубьями в 1,5—2,0 раза меньше, чем на рабочей поверхности зубьев [41].

В табл. 8 показана четкая зависимость между усталостной прочностью зубчатых колес и толщиной слоя внутреннего окисления с немартенситной структурой во впадине между зубьями [5].

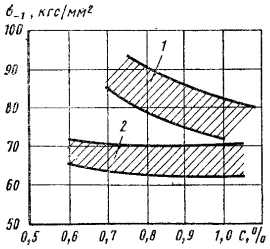


Рис. 29. Влияние внутреннего окисления на предел выносливости цементованной стали 25ХГТ:
1 — слой с внутренним окислением менее 0,013 мм; *2* — слой с внутренним окислением более 0,013 мм

Характерно, что при испытаниях всех этих шестерен по общепринятым техническим условиям качество их было признано нормальным. В табл. 8 показано значительное снижение усталостной прочности при глубине зоны внутреннего окисления свыше 0,015 мм даже для высоколегированной хромоникельвольфрамовой стали 18Х2Н4ВА. Таким образом, предотвращение немартенситных структур в слое, образование которых стимулируется выделением карбидной фазой или процессом внутреннего окисления, является важным резервом дальнейшего повышения механических свойств цементованной стали. Наряду с рациональным выбором легирующих элементов, при этом эффективной является также интенсификация охлаждения при закалке за счет повышения скоростей потока масла.

Таблица 8. Влияние толщины слоя внутреннего окисления на усталостную прочность

Марка стали	Толщина слоя внутреннего окисления, мкм	Микротвердость поверхности во впадине между зубьями H_{100}	Предел выносливости зубьев при $1 \cdot 10^7$ млн. циклов, кгс/мм²
30ХГТ	30	375—400	54,2
18Х2Н4ВА	17	265—575	48,8
20ХНМ	7	590—700	70,0
25Х05М05 (0,5% Cr, 0,5% Mo)	6	510—575	65,8

Для количественной оценки интенсивности охлаждения используется параметр «*H*». При этом для идеальной закалочной среды, которая отнимает теплоту с поверхности с бесконечной скоростью, *H* равно бесконечности. Значения *H* для условий охлаждения в реальной жидкости (для легированных сталей — в масле) приведены в табл. 9.

В настоящее время разработана методика определения *H* применительно к условиям работы закалочных узлов в производственных условиях [41].

Имеются также данные о скоростях охлаждения поверхности и сердцевины для изделий различного диаметра в зависимости от фактора интенсивности охлаждения *H*. Эти данные показывают, что в зависимости от интенсивности охлаждения при закалке в масле скорость охлаждения поверхности увеличивается в 5—7 раз, в то время как в центральной зоне скорость охлаждения повышается только в 2 раза. Таким образом, увеличение коэффициента *H* в первую очередь эффективно для улучшения прокаливаемости слоя и мало влияет на прокаливаемость сердцевины, а следовательно, и на деформацию изделий.

Применительно к реальным изделиям, например зубчатым колесам с различным модулем, на рис. 30 приведены значения скоростей охлаждения в различных зонах зубчатых колес при $H = 0{,}35$.

Для оценки прокаливаемости цементованного слоя в настоящее время более рационально использовать так называемые диаграммы изотвердости [41]. На таких диаграммах показана зависимость твердости слоя не только от скорости охлаждения, но и от концентрации углерода в слое (рис. 31).

При наличии вышеприведенных данных представляется возможным по диаграммам изотвердости прогнозировать распределение твердости по слою и в сердцевине цементуемых изделий различного размера при закалке их с различной интенсивностью охлаждения.

При этом следует учесть, что имеющиеся диаграммы изотвердости для ряда цементуемых легированных сталей характеризуют прокаливаемость слоя при относительно невысоких концентрациях углерода (до 0,95%). При повышенных концентрациях углерода в слое (до 1,1%), что характерно для некоторых цементованных изделий, подвергаемых химико-термической обработке в реальных производственных условиях, прокаливаемость слоя может значительно понизиться, и потребуется обеспечить более высокие значения интенсивности охлаждения *H* при закалке.

Дополнительное и существенное уменьшение прокаливаемости слоя вызывает внутреннее окисление, при этом критическая скорость закалки может возрастать до 110°С/с, в связи с чем соответственно должны увеличиваться и значения интенсивности охлаждения *H* при закалке.

В заключение следует отметить, что для высоколегированных хромоникелевых сталей типа 12ХН3А, 20Х2Н4А режим химико-термической обработки

Таблица 9. Интенсивность охлаждения легированных сталей в зависимости от характера циркуляции масла

Циркуляция охлаждающей среды	Интенсивность охлаждения в масле
Отсутствует	0,25—0,30
Слабая	0,30—0,35
Умеренная	0,35—0,40
Достаточная	0,40—0,50
Сильная	0,50—0,80
Бурная	0,80—1,00



Рис. 30. Скорость охлаждения в различных зонах зубчатых колес в зависимости от модуля при закалке с интенсивностью охлаждения $H = 0{,}35$:

1 — боковая поверхность зуба; *2* — поверхность впадины; *3* — боковая поверхность зуба на глубине 1,0 мм; *4* — поверхность впадины на глубине 1,0 мм

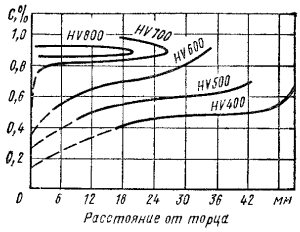


Рис. 31. Диаграмма прокаливаемости цементованной стали в зависимости от концентрации углерода в слое

существенно усложняется. При непосредственной закалке после цементации таких сталей в структуре образуется значительное количество (до 70%) остаточного аустенита, снижающего твердость и усталостную прочность, поэтому необходимо после насыщения произвести охлаждение до 600—630° С, выдержку при этой температуре (3 ч), нагрев до 830° С для повторной закалки и низкий отпуск.

Для осуществления такого режима в условиях массового производства разработаны и внедрены в практике конструкции автоматизированных безмуфельных агрегатов. Процесс насыщения при этом необходимо проводить в атмосфере с регулируемым потенциалом углерода в пределах 0,6—0,8%. При этом достигаются высокие механические свойства: предел выносливости 90—100 кгс/мм², ударная вязкость 3,5—4,0 кгс·м/см². Однако необходимость использования столь сложных режимов с повторным нагревом под закалку приводит к повышенной деформации изделий.

Нитроцементация

При нитроцементации (азотонауглероживании) легированных конструкционных сталей проводится насыщение поверхности не только углеродом, но и азотом в результате добавок к эндотермической атмосфере 2—5% аммиака; температура насыщения 830—860° С; дополнительное подстуживание перед закалкой не проводится.

Данные о процессе цементации, приведенные выше, в значительной степени относятся и к нитроцементации, поэтому в дальнейшем рассматриваются только специфические особенности процесса нитроцементации.

Основным объектом упрочнения при нитроцементации (830—860° С) являются зубчатые колеса. При нитроцементации эффективная толщина слоя зубчатых колес не должна превышать 1,0 мм, так как при толщине слоя выше этого предела в структуре стимулируется образование различных дефектов, которые значительно снижают прочность.

Оптимальные значения эффективной толщины слоя в зависимости от модуля зубчатых колес и значение контрольной твердости для определении эффективной толщины упрочнения для нитроцементованных сталей приведены в табл. 10, [68], из которой видно, что эти параметры отличаются от рекомендуемых для цементованных изделий.

Ряд деталей подвергается нитроцементации на толщину слоя 0,2—0,4 мм, и в этом случае содержание углерода в стали может быть повышено до 0,4%.

Следует учитывать, что совместное насыщение углеродом и азотом приводит к повышению скорости диффузии углерода, вследствие чего длительность насыщения при нитроцементации (850° С) для получения толщины слоя до 0,5 мм не

Таблица 10. Эффективная толщина слоя зубчатых колес с различным модулем

Модуль зубчатого колеса, мм	Эффективная толщина слоя, мм	Твердость поверхности
1,5—3,5 4,0—5,5	0,3 ±0,1 0,4 ±0,1	*HRC* 60 ±3 или *HV* 710 ±70
Примечание. Контрольное значение твердости $HV_{0,5}600$.		

отличается от длительности при цементации (930° С).

При одновременной диффузии углерода и азота между ними наблюдается сложное взаимодействие. Концентрация азота в слое, как правило, достигает максимальных значений при длительности насыщения до 1 ч, а затем начинает понижаться, т. е. развивается процесс деазотирования — переход азота в газовую фазу. Характерно, что деазотирование, в отличие от обезуглероживания, происходит при высоком потенциале азота в атмосфере; это показывает, что указанный процесс определяется взаимодействием между азотом, углеродом и различными фазами нитроцементованного слоя.

Качество нитроцементованного слоя в ряде случаев предлагается оценивать по суммарной концентрации углерода и азота [21]. Однако следует учитывать, что азот может содержаться как в твердом растворе, что способствует повышению прокаливаемости слоя, так и в карбонитридной или нитридной фазе; в последнем случае его влияние на повышение прокаливаемости и прочности слоя снижается или вообще отсутствует. В связи с этим суммарная концентрация углерода и азота может характеризовать качество слоя только при наличии аустенитно-мартенситной структуры, не содержащей карбонитридной фазы, а также дефектных структур — темной составляющей и трооститной сетки.

Для регулирования углеродного потенциала атмосферы, применяемой для нитроцементации, могут быть использованы те же эмпирические кривые равновесия, что и для цементации. Однако до сих пор отсутствуют методы регулирования потенциала азота в атмосфере, и поэтому используют только способ регламентирования количества аммиака, добавляемого к эндотермической атмосфере.

При избыточной концентрации азота в слое (чаще всего выше 0,4%) образуется дефектная структура, называемая темной составляющей [21, 39, 46, 64]. Этот дефект наблюдается на нетравленых шлифах в виде темной точечной сетки и простирается на глубину до 0,10 мм от поверхности (рис. 32). При наличии такого дефекта резко снижаются предел выносливости нитроцементованной стали (на 30—70%) и контактная выносливость (в 5—6 раз) [22].

При испытаниях зубчатых колес трактора было установлено, что при глубине дефекта свыше 20 мкм усталостная прочность при изгибе снижается на 60% (рис. 33) [54]. Установлению природы этого дефекта было посвящено много работ, и по этому вопросу имеются различные точки зрения. Различные исследователи считают, что дефект строения представляет собой поры, образовавшиеся в результате выделения молекулярного азота [46], поры, заполненные графитом [22], что в зоне дефекта образуется оксикарбонитридная фаза или сложные окислы типа шпинели [39].

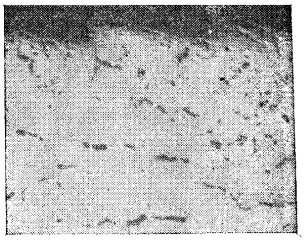


Рис. 32. Структура темной составляющей в нитроцементованном слое стали 25ХГМ без травления (×400)

Для предотвращения образования темной составляющей может быть реко-

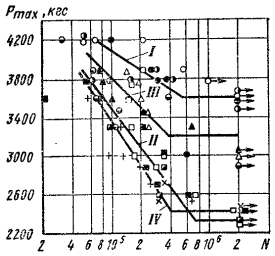


Рис. 33. Влияние дефектов структуры нитроцементованного слоя на усталостную прочность зубчатых колес с модулем 4 мм. Сталь 18ХГТ, слой нитроцементации толщиной 1,0—1,1 мм:

Вариант	Толщина слоя, мм	
	с темной составляющей	с трооститной структурой во впадине между зубьями
I	0	0,2
II	0,02	0,25
III	0	0,12
IV	0	0,20

мендовано ограничение количества добавляемого в атмосферу аммиака.

Как показали исследования, проведенные в НИИТавтопроме и на автозаводах, при увеличении длительности насыщения во избежание образования темной составляющей добавка аммиака должна быть резко уменьшена (рис. 34) [22].

Подачу аммиака целесообразно проводить только во второй стадии насыщения за 2—2,5 ч до окончания процесса для того, чтобы предотвратить деазотирование в слое. В связи с опасностью образования темной составляющей при нитроцементации ответственных деталей рекомендуется, чтобы общая глубина насыщения не превышала 1,0 мм. Поэтому особенно актуальной является разработка методов автоматического регулирования потенциала азота в газовой атмосфере для нитроцементации, однако эта проблема до настоящего времени не решена.

Для цементации и нитроцементации применяют практически одинаковое оборудование; различие состоит только в том, что при нитроцементации кроме эндогаза в рабочее пространство подается дополнительно небольшое количество аммиака, а насыщение проводится при температуре 840—860° С вместо 930° С принятой при цементации.

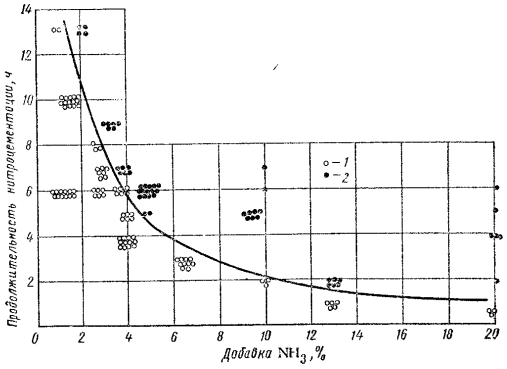


Рис. 34. Влияние добавки аммиака при нитроцементации на образование темной составляющей в структуре слоя:
1 — слой без темной составляющей; *2* — слой с темной составляющей

Деформация изделий

Деформация при химико-термической обработке обусловлена как структурными превращениями, вызывающими изменение объема, так и тепловыми напряжениями, в результате образования которых возникают изменения формы изделия. Этот дефект имеет особое значение для зубчатых колес, у которых рабочая поверхность зубьев после химико-термической обработки не подвергается механической обработке и все искажения формы и размеров сохраняются в готовых деталях. В результате ухудшается контакт при зацеплении, снижается долговечность, возрастает шум при работе легковых автомобилей. Объемные изменения прямо пропорциональны содержанию углерода в стали. Данные, приведенные ниже, показывают резкое возрастание деформации при увеличении закаливаемости и прокаливаемости стали 25ХГМ (балл зерна 7—8), что характеризуется возрастанием твердости после закалки.

Твердость на расстоянии 9 мм от торца	35	42	45
Количество шестерен (в %), забракованных по деформации после ХТО	0—1	0,9—1,7	3,4—5,1

В связи с этим становится очевидной необходимость контроля прокаливаемости стали не только для обеспечения прочности, но и для стабилизации и снижения деформации.

Существенное влияние на деформацию оказывает концентрация углерода и азота в слое, глубина насыщения, режим охлаждения при закалке. По этой причине автоматическое регулирование степени насыщения становится особенно целесообразным.

Весьма эффективным методом снижения деформации является применение при цементации и нитроцементации непосредственной закалки с подстуживанием взамен закалки с повторного нагрева [64]. Это позволяет уменьшить деформацию по биению делительной окружности с 0,2—0,3 до 0,06—0,12 мм. Значительное уменьшение деформации достигается при ступенчатой закалке в горячем масле (150—200° С); этот метод получил широкое распространение в производственной практике (табл. 11).

Зубчатые колеса с тонкими сечениями и малой жесткостью целесообразно закаливать на оправках или в прессах. Применение оправок позволяет уменьшить деформацию в 4—5 раз (с 0,5 до 0,1 мм). В настоящее время для таких зубчатых колес (венцов) широко используются закалочные прессы, в которых автоматически регулируется количество закалочного масла — на первом этапе в течение 20 с подается 750 л/мин, на втором этапе охлаждения (ниже 200° С) — 130 л/мин.

Одновременно применяется циклическое нагружение штампа с частотой одного колебания 2 с в течение первых 20 с, чем предотвращаются напряжения, вызванные трением между штампом и зубчатым колесом.

Указанные усовершенствования конструкции прессов позволяют достигать минимальных значений деформации. Так, для зубчатых колес заднего моста диаметром 300 мм поводка торца и эллиптичность отверстия не превышает 0,06 мм. При закалке аналогичных колес в прессах старой конструкции деформация была увеличена в 2 раза.

Таблица 11. Влияние режима охлаждения при закалке после цементации на деформацию зубчатых колес

Режим охлаждения при закалке после цементации	Деформация, мм		Биение делительной окружности, мм
	отверстия	по профилю зуба	
Непосредственная, в потоке масла с температурой 40° С	+0,055	+0,15	+0,13
Ступенчатая в масле с температурой 200° С	−0,040	+0,05	+0,08

Методы оценки качества цементованных и нитроцементованных изделий

Качество цементованных и нитроцементованных изделий определяется преимущественно структурой, а также твердостью слоя и сердцевины.

Структура слоя должна состоять из мартенсита и некоторого количества остаточного аустенита; структура сердцевины — из верхнего бейнита или троостосорбита. Концентрация углерода на поверхности в первом слое толщиной 0,1 мм — 0,7—0,9%, азота — 0,3—0,5%. При контроле микроструктуры слоя определяется наличие дефектов: сетки цементита, избыточных скоплений карбидов, троститной сетки, обусловленной процессом внутреннего окисления, темной составляющей в нитроцементованном слое, чрезмерно повышенного количества остаточного аустенита, наличие феррита в сердцевине.

Допустимые пределы отклонений в структуре устанавливаются в соответствии с принятыми шкалами балльности, которые разрабатываются применительно к конкретным условиям производства и назначению изделий.

Однако для полной оценки качества этого недостаточно, ибо при наличии качественной мартенситной структуры с допустимым количеством остаточного аустенита прочность изделий зависит от распределения твердости по слою, т. е. от эффективной толщины слоя, а этот параметр определяется прокаливаемостью слоя. Как указано выше, для оценки прокаливаемости цементованной стали используются диаграммы изотвердости. Аналогичные диаграммы применяют и для оценки прокаливаемости слоя нитроцементованных сталей (рис. 35). При этом помимо содержания углерода в слое фиксируется также и концентрация азота применительно к данному режиму химико-термической обработки.

Необходимо учитывать, что азот повышает прокаливаемость слоя только когда он находится в твердом растворе. Поэтому, если в процессе совместного насыщения углеродом и азотом образуется нитридная или карбонитридная фаза, то вследствие перехода азота в эти фазы или вследствие последующего деазотирования прокаливаемость нитроцементованного слоя может быть ниже, чем у цементованного слоя.

Исследования показывают, что при значительной длительности насыщения (8 ч) и подаче аммиака в течение всего процесса нитроцементация (а не только во втором этапе насыщения) прокаливаемость слоя повышается только до определенных (предельных) содержаний углерода. Для стали 25ХГТ эта предельная концентрация углерода равна 0,7%, а для стали 25ХГМ — 0,6% [41]. В связи с этим при закалке нитроцементуемых деталей (как и цементуемых) необходимо уделять должное внимание правильной работе закалочных систем и узлов для обеспечения требуемой интенсивности охлаждения.

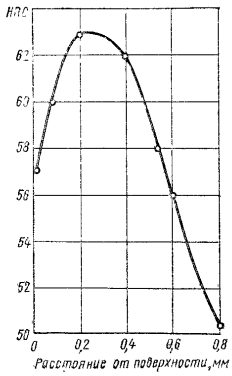


Рис. 35. Оптимальное распределение твердости в нитроцементованном слое зубчатых колес заднего моста автомобиля

Учитывая высокие требования, предъявляемые к деталям, которые упрочняются цементацией и нитроцементацией, на заводах внедрена система жесткого и комплексного контроля качества изделий и параметров технологического процесса. В качестве иллюстрации ниже приведены данные о методах контроля, применяемых на Волжском автозаводе [58].

Текущий контроль качества изделий проводится линейными контролерами, закрепленными за технологическим оборудованием. Перечень проверяемых параметров приведен в табл. 12.

Таблица 12. Методы и периодичность текущего контроля основных параметров изделий после цементации и нитроцементации

Наименование параметра подлежащего контролю	Метод контроля	Периодичность контроля
Толщина слоя	Лупа Прибор Бриро-Е	1 деталь через 4 ч
Твердость сердцевины в середине основания зуба	Прибор Роквелл	2 детали через 4 ч
Твердость поверхности после закалки и отпуска	Прибор Роквелл Прибор Супер-Роквелл	2 детали через 2 ч
Твердость поверхности после цементации	Тарированный напильник	4—5 деталей с каждого поддона

Прибор Бриро-Е применяют для неразрушающего контроля. Толщину слоя (эффективную глубину упрочнения) определяют по показаниям твердости, полученным при последовательном вдавливании алмазного конуса при двух нагрузках: 187,5 кгс, 1000 кгс.

Данные линейного контроля обобщаются и анализируются цеховой лабораторией совместно с техническими службами цеха, и затем разрабатываются мероприятия, направленные на предотвращение некачественной продукции.

Контроль основных параметров процессов химико-термической обработки проводят 2 раза в неделю, а при необходимости и чаще. При этом проверяют температуру нагрева, длительность процесса, расход газов, состав эндотермической атмосферы. Одновременно проверяют также твердости и микроструктуру слоя и сердцевины, концентрацию углерода и азота в слое (табл. 13).

Оптимальное распределение твердости по глубине нитроцементованного слоя приведено на рис. 36. Состав эндотермической атмосферы (в %): должен находиться в следующих пределах: 0,16—0,27 CO_2; 0,7—0,9 CH_4; 19—24 H_2; 16—20 CO, остальное — азот, точка росы от 10 до —16° С.

При анализе перспектив дальнейшего совершенствования процессов цементации и нитроцементации следует отметить, что существенным резервом повышения прочности цементованных и нитроцементованных сталей является измельчение зерна в слое и в сердцевине до 11—12-го балла. Это достигается путем применения рационального режима предварительной термической обработки поковок с ускоренным охлаждением их в интервале от температуры окончания штамповки до 700° С. В результате обеспечиваются оптимальные размеры и равномерное рас-

Таблица 13. Рекомендуемая микроструктура и значения концентрации углерода и азота в диффузионном слое

Процесс химико-термической обработки	Толщина слоя, мм	Содержание углерода и азота, %			Микроструктура при увеличении 500	Твердость *HRC*
		Углерод на глубине		Азот		
		0,1 мм	0,2 мм			
Цементация	0,5—0,7	0,85—1,1	0,75—1,0	—	Мартенсит + цементит + бейнит (следы)	*HRC* 59—63 *HRA* 75
	Более 0,7				Мартенсит + цементит	*HRC* 62—64 *HRA* 79,5 HV_5 778
Нитроцементация	0,5—1,0	0,7—0,9	—	0,3—0,5	Мартенсит + аустенит + карбонитриды	*HRC* 58—64

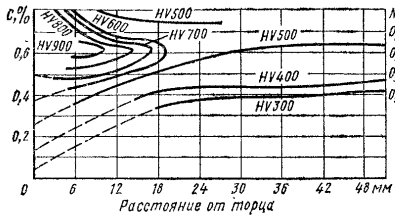


Рис. 36. Диаграмма прокаливаемости нитроцементованной стали 25ХГТ в зависимости от концентрации углерода в слое

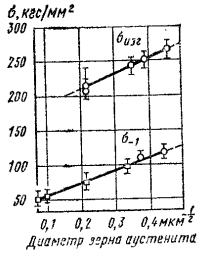


Рис. 37. Влияние размера зерна аустенита на механические свойства цементованной стали 25ХГНМАЮ

пределение нитридных или карбидных фаз, частицы которых препятствуют росту зерна аустенита при нагреве. Дополнительное легирование цементуемых и нитроцементуемых сталей алюминием и азотом (сталь 25ХГНМА10) позволяет сохранить мелкое зерно и при более длительных (до 10 ч) нагревах в процессе насыщения.

В связи с этим при нитроцементации возможно обеспечить дополнительное измельчение зерна в результате барьерного воздействия мелких включений карбонитридов, образующихся в периферийной зоне нитроцементованного слоя. Уменьшение размера зерна аустенита приводит к значительному повышению прочности нитроцементованной стали (рис. 37). Необходимо учитывать, что измельчение зерна приводит к повышению критической скорости закалки, поэтому следует обеспечить рациональное легирование таких сталей со сверхмелким зерном для повышения их прокаливаемости; особую актуальность приобретает создание необходимой интенсивности охлаждения при закалке.

Высокотемпературное цианирование (азотонауглероживание)

Под высокотемпературным цианированием понимают химико-термическую обработку, заключающуюся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали одновременно углеродом и азотом при температуре, как правило, 800—950° С в расплаве, содержащем цианистые соли (см. табл. 14).

Цианистый натрий в расплаве солей окисляется кислородом воздуха и происходят реакции

$$2NaCN + O_2 \rightarrow 2NaCNO;$$

$$2NaCNO + O_2 \rightarrow Na_2CO_3 + CO + 2N;$$

$$2CO \rightarrow CO_2 + C.$$

При цианировании в ваннах, содержащих $BaCl_2$, в ванне протекают следующие реакции:

$$BaCl_2 + 2NaCN \rightarrow 2NaCl + Ba(CN)_2;$$

$$Ba(CN)_2 \rightarrow BaCN_2 + C;$$

$$BaCN_2 + O_2 \rightarrow BaO + CO + 2N.$$

Атомарный углерод и азот диффундируют в железо.

Высокотемпературное цианирование применяют для изделий из низкоуглеродистых и среднеуглеродистых сталей (35, 40, 35Х, 40Х и т. д.).

Таблица 14. Состав ванн и режимы высокотемпературного цианирования конструкционной стали

Состав ванны, %	Температура, °С	Выдержка, ч	Толщина слоя, мм	Примечание
50 NaCN, 50 NaCl (20—25 NaCN, 25—50 NaCl, 25—50 Na_2CO_3)*	840	0,5	0,15—0,2	После цианирования непосредственно из ванны проводят закалку, а затем дают отпуск при 180—200° С. Содержание азота в цианированном слое 0,8—1,2% и углерода 0,6—0,7%. Твердость слоя *HRC* 59—62
	840	1,0	0,2—0,25	
	870	0,5	0,2—0,25	
	870	1,0	0,25—0,35	
10 NaCN, 40 NaCl, 50 $BaCl_2$ (8—12 NaCN, 30—55 NaCl, ≤10 Na_2CO_3, ≤15 $BaCl_2$)**	840	1,0—1,5	0,25—0,3	Детали после цианирования охлаждают на воздухе, а затем закаливают с нагревом в соляной ванне и/или печи и подвергают отпуску при 180—200° С. Содержание азота в слое 0,2—0,3% и углерода 0,8—1,2%. Твердость на поверхности *HRC* 58—64
	900	1,0	0,5—0,5	
	900	2,0	0,7—0,8	
	900	4,0	1,0—1,2	
8 NaCN, 10 NaCl, 82 $BaCl_2$ (3—8 NaCN, ≥30 $BaCl_2$, ≥30 NaCl, ≥ 40 $BaCO_2$)	900	0,5	0,2—0,25	То же. Зеркало ванны покрывают слоем графита во избежание больших потерь теплоты и угара цианистых солей
	900	1,5	0,5—0,8	
	950	2,0	0,8—1,1	
	950	3,0	1,0—1,2	
	950	5,5	1,4—1,6	

* В скобках дан рабочий состав ванн.

** В процессе эксплуатации активность ванн снижается. Поэтому ванны периодически освежают добавлением цианистого натрия (90—95% NaCN). Освежение высокотемпературных ванн производится цианистым натрием и хлористым барием (1 : 4).

Цианирование используют для повышения поверхностной твердости, износостойкости, предела выносливости при изгибе и контактной выносливости. Структура после цианирования аналогична той, которая образуется при высокотемпературной нитроцементации. С повышением температуры содержание азота в слое понижается, а содержание углерода возрастает, и по своим свойствам слой приближается к цементованному.

Достоинство высокотемпературного цианирования — небольшая продолжительность процесса (см. табл. 14), малые деформации и коробления сложных деталей, высокое сопротивление износу и коррозии.

Недостатки цианирования — трудность поддержания постоянного состава ванны, большие потери теплоты вследствие излучения поверхности ванны, токсичность и высокая стоимость применяемых солей.

Работа с ядовитыми солями, их транспортировка, хранение, загрузка ванны, нейтрализация солей и т. д. требуют особых мер предосторожности, что стало основной причиной сравнительно небольшого распространения этого процесса в промышленности.

3. АЗОТИРОВАНИЕ

Азотированием называется химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали азотом (азотом и углеродом) при нагревании в соответствующей среде. Азотирование чаще проводится при температуре 500—600° С (низкотемпературное азотирование). В последние годы все шире применяется высокотемпературное азотирование (600—1200° С) ферритных и аустенитных сталей и тугоплавких металлов (Ti, Mo, Nb, V и др.).

В результате азотирования сталь приобретает: 1) высокую твердость на поверхности, не изменяющуюся при нагреве до 400—450° С; 2) низкую склонность к задирам; 3) высокий предел выносливости; 4) высокую кавитационную стойкость; 5) хорошую сопротивляемость коррозии в атмосфере, пресной воде и паре.

В процессе азотирования обрабатываемые изделия испытывают небольшие деформации. Азотированный слой хорошо шлифуется и полируется.

Процесс низкотемпературного газового азотирования проводится в частично диссоциированном аммиаке, в смеси аммиака и азота, аммиака и предварительно диссоциированного аммиака. Для активизации процесса в аммиачно-водородную смесь вводят кислород или воздух. Широкое применение находят атмосферы на основе частично диссоциированного аммиака и углеродсодержащих компонентов: природного и светильного газа, эндогаза, экзогаза, продуктов пиролиза углеродсодержащего газа, триэтаноламина, синтина, керосина, спирта и т. д.

Для азотирования применяют и расплавы цианид-цианатных солей (жидкое азотирование).

При низкотемпературном азотировании (при температуре ниже эвтектоидного превращения в данной системе) независимо от того, в какой среде проводится обработка, происходит преимущественное насыщение стали азотом и в диффузионном слое образуются только азотистые фазы ε, γ' и α. Углерод (кислород) влияет лишь на формирование ε-фазы, которая в зависимости от этого может быть карбонитридной или карбооксинитридной.

Строение азотированного слоя

Процесс азотирования железа и стали проводится в атмосфере частично диссоциированного аммиака:

$$NH_3 \rightleftarrows \underset{\text{Fe (N)}}{N} + \frac{3}{2} H_2.$$

Термическая диссоциация аммиака представляет собой ионизационный процесс, сопровождающийся образованием ионов в рабочем пространстве печи [49]. При обычном нагреве азотный потенциал определяется отрицательными ионами аммиака.

Таблица 15. Строение азотированного слоя на железе, полученного при разных температурах

Температура азотирования	Строение слоя		
	При температуре насыщения	После охлаждения	
		медленного	быстрого
Ниже эвтектоидной (ниже 590° С) (рис. 40)	$\varepsilon \to \gamma' \to \alpha$	$\varepsilon + \gamma'_{изб} \to \gamma' \to \alpha + \gamma'_{изб} \to \alpha$	$\varepsilon \to \gamma' \to \alpha$
Выше эвтектоидной (рис. 40, *б*)	$\varepsilon \to \gamma' \to \gamma \to \alpha$	$\varepsilon + \gamma'_{изб} \to \gamma' \to \underbrace{\alpha + \gamma'}_{эвт} \to \alpha + \gamma'_{изб} \to \alpha$	$\varepsilon \to \gamma' \to \alpha' \to \alpha$
Выше 910° С (выше A_3)	γ	$\alpha + \gamma'$	α^x

Примечания. 1. Расположение фаз дано от поверхности вглубь (рис. 2—4);

2. ε-фаза — твердый раствор на базе нитрида $Fe_{2-3}N$ (4,55—11,0% N); кристаллическая решетка — гексагональная (a = 2,702—2,764 kx, c = 4,33—4,41 kx в зависимости от содержания азота);

3. γ'-фаза — твердый раствор на базе нитрида Fe_4N (5,3—5,7% N); кристаллическая решетка ГЦК (a = 3,791—3,801 kx);

4. α-фаза — твердый раствор азота в α-железе; кристаллическая решетка ОЦК (a = 2,8664—2,877 kx). Растворимость азота при 20° С — 0,004% и при эвтектоидной температуре (590° С — 0,11%);

5. γ-фаза — твердый раствор азота в γ-железе; кристаллическая решетка ГЦК (a = 3,613 — при 1,45% N и a = 3,648 kx при 2,79% N); максимальная растворимость азота 2,80%; при 590° С претерпевает эвтектоидный распад $\gamma \to \alpha + \gamma'$; при быстром охлаждении (закалке) протекает мартенситное превращение $\gamma \to \alpha'$, где α' — азотистый мартенсит с тетрагональной объемно-центрированной решеткой; при распаде (отпуске) α'-фазы сначала образуется α'' ($Fe_{16}N_2$) и затем γ'-фаза ($\alpha' \to + \alpha'' \to + \gamma'$).

При азотировании железа и углеродистых сталей структура диффузионного слоя (табл. 15 и рис. 38, 39) находится в полном соответствии с диаграммой состояния Fe—N (Fe—N—C). Микроструктура азотированного слоя на железе и стали 45 приведена на рис. 40. При переходе от одной фазы к другой в азотированном слое, полученном на железе, происходит резкий перепад концентраций, который устанавливается при температуре диффузии и сохраняется после охлаждения (рис. 41). При газовом азотировании в частично диссоциированном аммиаке содержание азота в ε-фазе, образующейся на поверхности диффузионного слоя, достигает 9—10%.

При азотировании стали или одновременной диффузии азота и углерода ε- и γ-фазы имеют карбонитридную природу: Fe_{2-3} (NC), Fe_γ (NC). При азотировании легированных сталей образуются легированные ε- и γ'-фазы [$(Fe, M)_{2-3}$ (N, C) и $(Fe, M)_4N$]. Переходные элементы W, Mo, Cr, Ti, V, будучи растворены в феррите, повышают растворимость азота в α-фазе [30, 31] и образуют специальные нитриды MN и M_2N.

При низких температурах азотирования [11, 27] наблюдается образование тонких (однослойных по азоту) пластинчатых зародышей нитридов, полностью когерентных с окружающей α-фазой (рис. 42). При более высоких температурах (550° С) возникают многослойные, более крупные пластинчатые нитриды (20—40 Å), в которых атомы легирующих элементов образуют структуру B1, а атомы азота занимают октаэдрические поры. Образование таких нитридов приводит к частичному нарушению когерентности (по краям пластины), однако по плоскости (001) когерентность нитрида и α-фазы сохраняется (рис. 42). Дальнейшее повыше-

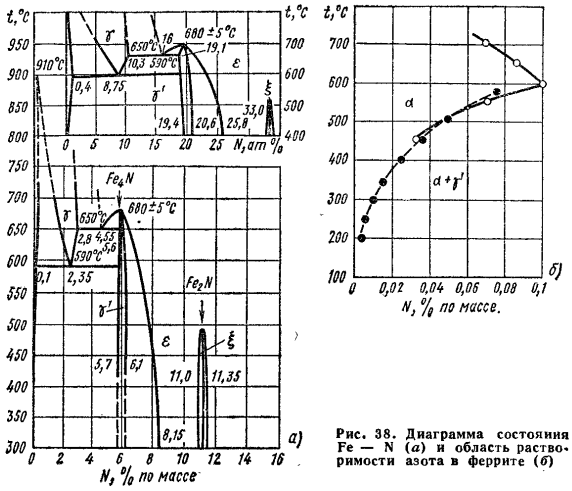


Рис. 38. Диаграмма состояния Fe — N (*а*) и область растворимости азота в феррите (*б*)

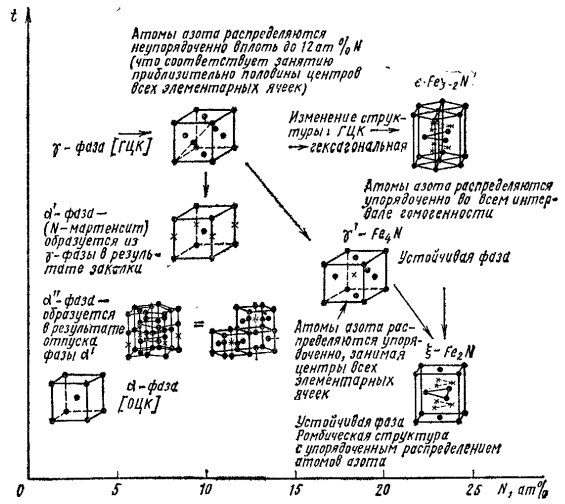


Рис. 39. Кристаллическое строение фаз в системе Fe — N

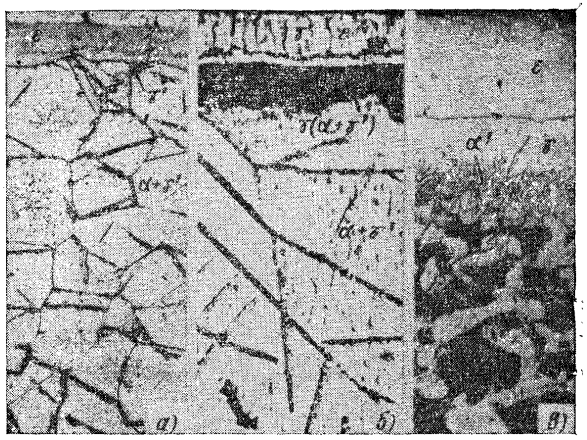


Рис. 40. Микроструктура азотированного слоя на железе и углеродистой стали; ×500:

а — азотирование железа при температуре ниже эвтектоидной; *б* — азотирование железа при температуре выше эвтектоидной; *в* — сталь 45, азотированная при температуре выше эвтектоидной с последующей закалкой

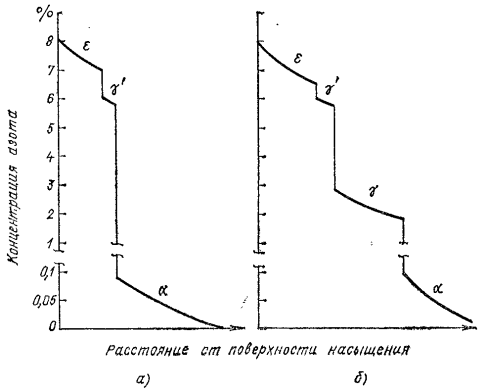


Рис. 41. Изменение концентрации по глубине азотированного слоя на железе:

а — азотирование ниже эвтектоидной температуры; *б* — азотирование выше эвтектоидной температуры (схема)

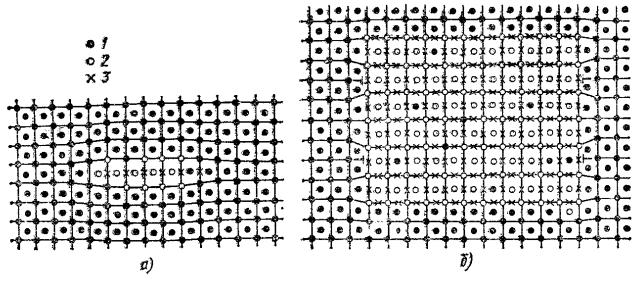


Рис. 42. Схема проекции расположения атомов в решетке α-фазы азотированного слоя стали 38ХМЮА на плоскость (100) [11]:

а — на стадии полной когерентности однослойных (по азоту) зародышей нитридов; *б* — на стадии частично когерентных [по плоскости (001)] нитридов; *1* — атомы железа; *2* — атомы легирующих элементов; *3* — атомы азота

ние температуры (выше 550° С) сопровождается образованием более крупных нитридов (~100 Å). Азотирование при высоких температурах (550—700° С) ведет к нарушению когерентности, коагуляции и сфероидизации нитридов. Рост нитридов протекает в результате притока атомов из внешней среды и процесса коагуляции, когда рост одних нитридов идет за счет растворения других, термодинамически менее устойчивых.

При азотировании происходит измельчение блоков матрицы, возникновение упругих напряжений и искажение решетки α-фазы. Можно предположить, что благодаря развитию полигонизованной структуры, появляется большое количество дополнительных каналов диффузии, что дает возможность атомам азота в процессе насыщения единым фронтом перемещаться в глубь α-фазы.

В азотированном слое сплавов (стали), содержащих алюминий, гексагональный нитрид AlN не обнаружен. Алюминий или образует промежуточный нитрид с решеткой B1 [11, 27] или, что вероятнее, растворяется в γ′-фазе, образуя нитрид $(Fe, Al)_4N$. Алюминий и кремний не изменяют растворимости азота в α-фазе [33].

Твердость азотированного слоя. Азотирование железа не вызывает значительного повышения твердости. Высокой твердостью обладают лишь γ′-фаза и азотистый мартенсит α″ [32]. Все легирующие элементы уменьшают толщину азотированного слоя, но резко повышают твердость на поверхности (рис. 43) и по ее сечению. Основную часть азотированного слоя составляет α-фаза, когерентная с нитридами или обособленная от них. При высоком содержании легирующих элементов (Cr, Ti, Mo, V и др.) твердость в пределах α-фазы изменяется незначительно, резко падая при переходе к сердцевине. Азотистая ε-фаза в большинстве случаев имеет пониженную твердость.

Наиболее высокая твердость соответствует температурам насыщения, при которых образуются однослойные (по азоту) нитриды, полностью когерентные с α-фазой [11, 27]. Такие сегрегации по азоту имеют большую плотность в объеме твердого раствора, что и предопределяет высокую твердость диффузионного слоя. Насыщение при температурах, при которых частицы нитридов укрупняются и когерентность нарушается, приводит к понижению твердости.

Алюминий зону внутреннего азотирования не упрочняет. При высоком содержании алюминия (4—5% Al) под слоем ε-фазы формируется широкая гетерофазная область легированной алюминием γ'_{Al}-фазы и железистой γ′-фазы с высокой микротвердостью (H1500) и сильными упругими искажениями в местах сопряжения двух изоморфных γ′-фаз с резко отличающимися параметрами решетки [33].

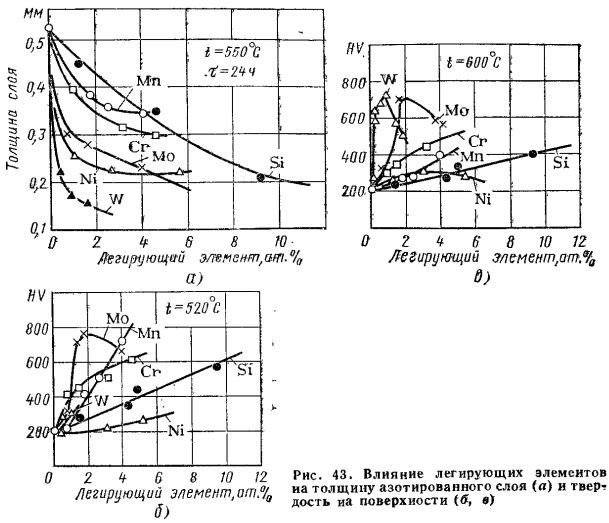


Рис. 43. Влияние легирующих элементов на толщину азотированного слоя (*а*) и твердость на поверхности (*б*, *в*)

Легирование стали несколькими элементами приводит к достижению большей твердости азотированного слоя по сравнению с легированием одним элементом. Высокая твердость азотированного слоя обязана не только процессам предвыделения и образованию нитридов в процессе азотирования, но и большой растворимости азота в феррите, легированном переходными металлами. В сталях типа 38Х2МЮА высокая твердость (*HV* 1000—1200) на поверхности объясняется образованием легированной алюминием γ'_{Al}-фазы и деформационным упрочнением [33]. На твердость зоны внутреннего азотирования алюминий практически не оказывает влияния. Алюминий за счет образования нитридной сетки из легированной γ'_{Al}-фазы охрупчивает азотированный слой.

Газовое азотирование в аммиаке

Когда требуются высокие твердость (*HV* 1000—1200) и износостойкость, часто применяют азотированную сталь 38Х2МЮА. Однако сталь обладает сравнительно низкой прокаливаемостью, склонна к обезуглероживанию при нагреве и после шлифования и хонингования на азотированной поверхности нередко происходит выкрашивание слоя («сыпь», «сколы») на глубину до 0,05 мм [32].

В последние годы для азотирования широко применяют конструкционные стали, не содержащие алюминия, — 40Х, 40ХФ, 18ХГТ, 30ХГТ, 40ХНМА, 20Х3ВА, 20Х3МВФ, 25Х2Н2МФ, 30Х3МФ, 25Х3Н3МФ, 18Х2Н4ВА, 38ХН3МА, 20ХГН2МФ, 38ХНМФА, 30Х3М и др. Стали без алюминия технологичнее, многие из них имеют более высокие механические свойства, чем сталь 38Х2МЮА, но пониженную твердость азотированного слоя (*HV* 650—950). Азотированный слой на этих сталях не хрупок и имеет высокую износостойкость. Нередко для повышения износостойкости и предела выносливости азотируют мартенситно-стареющие стали (Н18К9М5Т, 000Н10Х11М2Т и др.). Для повышения твердости, износостойкости и эрозионной устойчивости азотированию подвергают стали мар-

тенситного (20Х13, 30Х13 и др.), ферритного (12Х13 и др.) и аустенитного (45Х14Н14В2М, 12Х18Н9, 12Х18Н10Т и др.) классов. В ряде отраслей промышленности нашли применение немагнитные высокомарганцовистые дисперсионно-упрочняемые аустенитные стали типа 40Г14Н9Ф2, 40Г14Н9Х3Ф2, 40Г14Н9Х3ЮФ2 и др. Детали из этих сталей, работающие в узлах трения, упрочняются азотированием. Азотирование повышает в 4—5 раз устойчивость против разрушения пресс-форм из сталей 3Х2В8Ф и 4Х5В2ФС в расплавленных алюминиевых сплавах [42]. Широко применяют азотирование и для поверхностного упрочнения изделий из высокопрочного магниевого чугуна.

Азотирование режущего и накатного инструмента из быстрорежущей стали повышает их стойкость в 1,5—2,0 раза. Хорошо азотируются штамповые стали Х12М, Х12Ф1, 3Х2В8Ф, 4Х5В2ФС и др. [12, 42].

В общем виде технологический процесс изготовления азотируемых изделий из конструкционных сталей может быть представлен в виде следующих последовательных этапов: 1) предварительной термической обработки, цель которой — придать стали требуемые механические свойства; 2) механической обработки детали, включая шлифование; 3) защиты мест, не подлежащих азотированию; 4) азотирования; 5) окончательного шлифования или доводки изделия в соответствии с заданными допусками.

Предварительную термическую обработку — закалку и высокий отпуск — проводят в заготовках. Температура отпуска после закалки должна превышать температуру азотирования. Для ответственных изделий со сложной конфигурацией перед шлифованием рекомендуется стабилизирующий отпуск при 550—600° С в течение 3—10 ч для снятия внутренних напряжений, которые возникают в изделии при резании и могут быть источником повышенных деформаций при азотировании.

Нередко бывает необходимым отдельные части изделия предохранить от азотирования. Для этого чаще всего гальванически покрывают оловом места, не подлежащие азотированию. Толщина оловянного покрытия должна быть 10—15 мкм. Для местной защиты от азотирования высокохромистых ферритных и аустенитных сталей применяют химическое (толщина 8—10 мкм) или гальваническое (толщина до 30 мкм) никелирование. На многих заводах применяют жидкое стекло. Перед покрытием детали обезжиривают, промывают горячей водой, а затем окунают в жидкое стекло и просушивают при 90—120° С в течение 1,5 ч. Пленка жидкого стекла должна быть прозрачной, без просветов и механических повреждений [66].

На рис. 44 приведена схема установки для проведения процесса азотирования. Для азотирования используются шахтные (муфельные и безмуфельные)

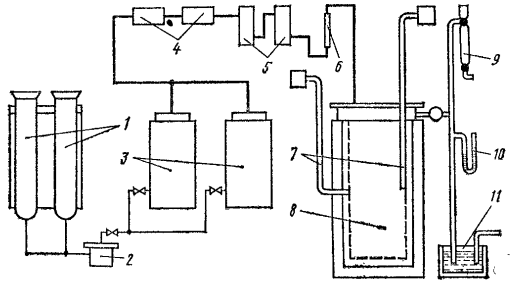


Рис. 44. Схема установки для азотирования:
1 — баллоны с аммиаком; *2* — фильтры; *3* — испарители; *4* — отстойники для очистки газообразного аммиака; *5* — фильтр тонкой очистки и осушитель; *6* — ротаметр; *7* — термопара; *8* — печь для азотирования; *9* — диссоциометр; *10* — манометр; *11* — гидравлический затвор

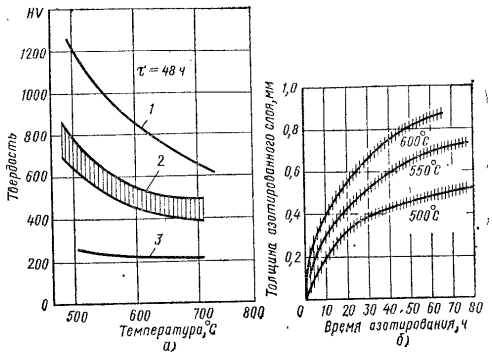


Рис. 45. Влияние температуры и продолжительности азотирования на твердость (*а*) и толщину (*б*) азотированного слоя:
1 — сталь 38ХМЮА; *2* — легированные конструкционные стали (40Х, 30ХМА, 18ХНВА и др.); *3* — углеродистые стали (30, 40, 45 и др.)

и камерные печи периодического действия, а также толкательные и карусельные печи, работающие по непрерывному циклу [32].

В табл. 16 приведены методы азотирования, а в табл. 17—19 рекомендуемые режимы азотирования различных сталей.

Выбор температуры «классического» процесса азотирования для изделий из конструкционных сталей определяется требованиями к толщине и твердости слоя (рис. 45): при высокой твердости и небольшой толщине слоя рекомендуется применять низкую температуру: 500—520° С, при большой толщине и меньшей твердости — более высокую температуру: 540—560° С, при большой толщине и высокой твердости — двухступенчатый режим (табл. 16).

Время выдержки назначается в зависимости от требуемой толщины азотированного слоя и температуры процесса (рис. 45). Для многих изделий из конструкционных сталей можно рекомендовать кратковременное азотирование при 570° С (табл. 16), обеспечивающее высокую твердость, износостойкость и высокий предел выносливости.

Для обеспечения высокой изиосостойкости, задиростойкости, прирабатываемости трущихся поверхностей, коррозионной стойкости процесс азотирования целесообразно проводить с получением нитридного слоя (ε-фазы) (рис. 46).

Азотный потенциал атмосферы можно регулировать, разбавляя аммиак водородом, продуктами диссоциации аммиака ($N_2 + H_2$), азотом, аргоном и т. д.

Как показали термодинамические расчеты, при разбавлении аммиака азотом и аргоном устойчивость высокоазотистых ε- и γ′-фаз возрастает и расширяется область их существования на диаграммах равновесия температура — состав атмосферы. Разбавление аммиака водородом оказывает противоположное действие, расширяя область α-фазы и сужая области ε- и γ-фаз. Следовательно, для получения азотированного слоя без ε-фазы желательно разбавление аммиака водородом или продуктами его диссоциации ($N_2 + H_2$). На рис. 47 представлены результаты термодинамических расчетов процесса азотирования в смеси $NH_3 + H_2 + N_2$. Разбавление аммиака продуктами его диссоциации, как это видно из рис. 47, *а*, незначительно изменяет границы областей существования азотистых фаз. При определенных соотношениях смеси аммиака и продуктов его диссоциации ($20\% < NH_3 < 30\%$) подавляется образование поверхностной нитридной зоны и образуется лишь зона внутреннего азотирования. Стабильно поддерживать такой состав атмосферы можно лишь автоматически, например, с помощью

Таблица 16. Методы газового азотирования конструкционных сталей

Насыщающая среда	Температура, °С	Время, ч	Толщина слоя, мм	Примечание
Азотирование изотермическое				
Аммиак NH_3; давление 20—75 мм вод. ст.*; степень диссоциации, %: 20—40	500—520	6—90	0,1—0,8 (см. рис. 45)	Охлаждение вместе с печью до 200° С в потоке NH_3. Применяют для валов, шпинделей, ходовых винтов, зубчатых колес и т. д.
30—55	560—580	1—10	0,15—0,4	Кратковременное азотирование при 570° С рекомендовано вместо жидкого азотирования. Толщина карбонитридного слоя 0,01—0,03 мм. Разбавление NH_3 азотом способствует уменьшению хрупкости слоя, глубины ε-фазы и содержания в ней азота
20% NH_3 + 80% N_2 (или азотного газа N_2 + 4% H_2)	500—520	6—90	0,1—0,8	
	560—580	1—10	0,15—0,4	
94—99% NH_3 + 6—1% O_2**	560—580	5—10	0,15—0,4	I
Азотирование двухступенчатое				
Аммиак NH_3; степень диссоциации, %:				По сравнению с изотермическим азотированием длительность значительно сокращается при сохранении высокой твердости
I ступень 20—40	500—520	15—20	0,5—0,8	
II ступень 40—45	540—560	25—40		
Азотирование антикоррозийное ***				
Аммиак NH_3; степень диссоциации 40—60%; давление 50—75 мм вод. ст.	600—700	0,25—10	0,02—0,08 (глубина ε-фазы)	Чем больше габаритные размеры обрабатываемого изделия, тем длительнее выдержка. После азотирования рекомендуется охлаждение в масле

* Перед азотированием изделия рекомендуется фосфатировать. После азотирования стали 38Х2МЮА для снижения хрупкости слои иногда проводят дезотирование в течение 2—6 ч при температуре азотирования в атмосфере полностью диссоциированного аммиака.

** Введение в аммиачно-водородную атмосферу кислорода воздуха, углекислого газа) ускоряет формирование азотированного слоя и, видимо, улучшает его сопротивление износу.

*** Антикоррозионному азотированию подвергают изделия, чаще из углеродистой стали, работающие в атмосферных условиях, — винты, гайки, строительно-скобяную фактуру (скобы, петли, шпингалеты, задвижки и т. д.), детали детских велосипедов, вентили паропроводов, детали приборов и т. д.

Таблица 17. Режимы азотирования конструкционных сталей

Марка стали	Температура *, °С	Выдержка, ч	Толщина слоя, мм	Твердость азотированного слоя *HV*
38ХМЮА	500—520	48—60	0,40—0,50	1000—1100
	540	40	0,5—0,6	900—1000
	510 (для I ступени)	15	0,5—0,6	850—1000
	550 (для II ступени)	25		
38ХВФЮА	510	24—48	0,30—0,40	850—950
18Х2Н4ВА	490—510	40—50	0,35—0,40	750—850
40ХНМА	510 (для I ступени)	25	0,5—0,6	~600
	540 (для II ступени)	35		
30Х3МФ1С	560	24	0,5	900—950
25Х2Н2МФ	560	25	0,4	850
25Х3Н3МФ	575	25	0,5	750
30Х2Н2ВА	510 (для I ступени)	25	0,5—0,6	~750
	540 (для II ступени)	35		
40ХНМА	500—520	50—60	0,5—0,6	⩾640
40ХНВА				⩾700
30Х2Н2ВА				⩾700
30Х2Н2ВФА				⩾700
30Х2Н2ВФМА				⩾700
40ХНВА	510 (для I ступени)	25	0,6—0,7	⩾640
30Х2НВА	540 (для II ступени)	30		⩾700
30Х2Н2ВФА				⩾700
30Х2Н2ВФМА				⩾700
30Х3ВА	500—525	60—80	0,35—0,55	750—800

* Степень диссоциации NH_3 при 500—520° С поддерживается 20—40%, при 520—540° С — 30—50% и 540—560° С — 40—60%.

Таблица 18. Режимы азотирования ферритных, аустенитных * и мартенситностареющих сталей

Марка стали	Температура **, °С	Выдержка, ч	Толщина слоя, мм	Твердость слоя *HV*
12Х13	500	48	0,14—0,16	1000—1050
	550		0,25—0,30	900—950
	600		0,35—0,40	800—850
20Х13	500	48	0,10—0,12	1000—1050
	550		0,25—0,30	900—950
	600		0,30—0,40	780—830
15Х11МФ, 15Х12ВМФ	530 (для I ступени)	10	0,35—0,4	900—950
	580 (для II ступени)	20		
45Х14Н14В2М	560	60	0,10—0,12	800—900
	600	48	0,10—0,12	750—800

Продолжение табл. 18

Марка стали	Температура **, °С	Выдержка, ч	Толщина слоя, мм	Твердость слоя, *HV*
25Х18Н8В2	560 560 600	24 40 24	0,12—0,14 0,16—0,20 0,12—0,16	950—1100 900—950 900—950
17Х18Н9	560	50—60	0,2—0,25	1000—1100
40Х14Н9Х3ЮФ2	560—600 ***	48	0,2—0,3	1300—1400

* Перед азотированием высокохромистых сталей необходимо с поверхностей, подлежащих азотированию, удалить пленку окислов, препятствующих диффузии азота в металл. Удаляют окисную пленку травлением в горячих (75—80° С) водных растворах смеси кислот HNO_3, HCl, HF или в HCl с добавкой ингибитора ПБ5. Нередко для удаления оксидной пленки в рабочее пространство печи вводят хлористый аммоний NH_4Cl или четыреххлористый углерод CCl_4.

** Диссоциация аммиака при 500° С — 15—25%, 560° С — 25—40% и 600° С — 35—50%.

*** Азотирование проводят в смеси NH_3 + 80% N_2, после ковки или закалки от 1100° С и старения, когда величина зерна соответствует баллу 7—9. Укрупнение зерна и повышение температуры азотирования увеличивают хрупкость слоя.

Таблица 19. Режимы азотирования инструментальных сталей (по данным Ю. А. Геллера, Л. П. Павловой)

Марка стали	Температура, °С	Выдержка**, ч	Толщина слоя, мм	Твердость слоя *HV* *	Примечание
Р9, Р18	510—520	0,25—1,0	0,01—0,025	1340—1460	Для повышения ударной вязкости первый отпуск проводят при 350° С, а последующие при 560° С
Х12М, Х12Ф1	510—520	8—12	0,08—0,12	1100—1200	
3Х2В8Ф, 4Х5В2ФС и др.	530—540	12—16	0,2—0,25	1100	Лучшей прочностью, ударной вязкостью и разгаростойкостью азотированные сплавы обладают после закалки с 1000—1050°С и отпуска при 560—600° С ***

* Азотированный слой обладает высокой теплостойкостью. Твердость *HV* 700 сохраняется до 650—700° С.

** Время выдержки для мелкого инструмента (диаметром менее 15 мм) 15—20 мин, для более крупного (диаметром 16—30 мм) 25—35 мин и крупного (диаметром более 30 мм) 60 мин.

*** В некоторых случаях, например для штампов и пресс-форм, испытывающих высокие нагрузки и не подвергаемых шлифованию, применяют азотирование при 520° С 12 ч или 560° С 10 ч перед закалкой. Температура закалки после азотирования 1000—1050° С, что ниже принятых при обычной обработке. Твердость слоя для стали 3Х2В8Ф *HV* 780—830 и 4Х5В2ФС *HV* 900—950. Глубина слоя 0,2—0,25 мм. В слое отсутствует ε-фаза, что повышает на 20—30% прочность и вязкость стали по сравнению с азотированием после закалки и отпуска.

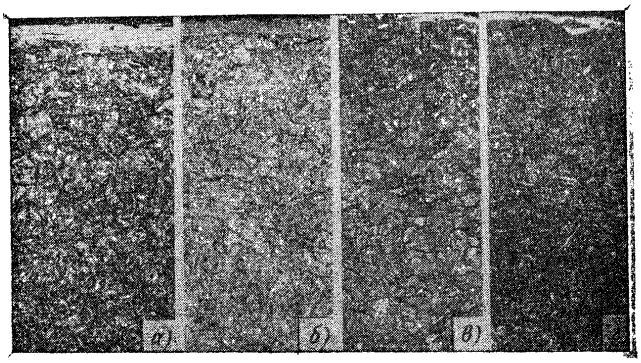


Рис. 46. Микроструктуры азотированного слоя (×200):
а — сталь 38ХМЮА; *б* — сталь 18ХГТ; *в* — сталь 18ХГСН2ВМА; *г* — сталь 30Х3ВА

ионизационного датчика, имеющего обратную связь со смесеприготовительным устройством [31, 49].

Процесс может быть рекомендован при упрочнении изделий из стали системы Cr—Mo—Al (нитролоев), а также инструмента из быстрорежущей стали.

С целью улучшения свойств и варьирования состава фаз, образующихся при азотировании, аммиак разбавляется углеродсодержащими газами. Термодинамический расчет показывает, что увеличение в газовой смеси углеродводородных компонентов расширяет область карбонитридной ε-фазы и приводит к образованию Fe_3 (C, N) или Fe_3 (N, C) (рис. 47, *в—е*). Возможно применение комбинированного режима: первая стадия — азотирование в смеси аммиака с продуктами его диссоциации (20% < NH_3 < 30%) для получения развитой зоны внутреннего азотирования [1]; вторая, заключительная стадия — в насыщении в атмосфере аммиака с добавками углеродсодержащего газа.

В процессе насыщения стали азотом возможно изменение размеров и деформация изделий. Чем выше температура, больше толщина азотированного слоя и сложнее деталь, тем больше деформация. Изменение размеров детали с одинаковыми по толщине слоями азотирования тем больше, чем меньше толщина стенки изделия и больше диаметр.

Для уменьшения деформации в процессе азотирования нужно устанавливать минимально допустимую толщину слоя, не допускать образование ε-фазы, азотировать только рабочие поверхности, по возможности избегать использования стали 38Х2МЮА, после механической обработки проводить стабилизирующий отпуск и обеспечить оптимальную загрузку деталей в печь со свободным доступом аммиака ко всем поверхностям, подлежащим азотированию.

Азотирование в тлеющем разряде (ионное азотирование). Азотирование в тлеющем разряде проводят в разреженной азотсодержащей атмосфере (аммиак или хорошо очищенный азот) при подключении обрабатываемых деталей к отрицательному электроду (катоду). Анодом является контейнер установки (рис. 48). При обработке деталей сложной конфигурации применяют специальные профилированные аноды. Между деталью (катодом) и анодом возбуждается тлеющий разряд, и положительные ионы газа, бомбардируя поверхность катода, нагревают ее до температуры насыщения. Процесс ионного азотирования реализуется в две

[1] Скорость роста диффузионного слоя при отсутствии нитридной зоны возрастает в 1,5—2,0 раза.

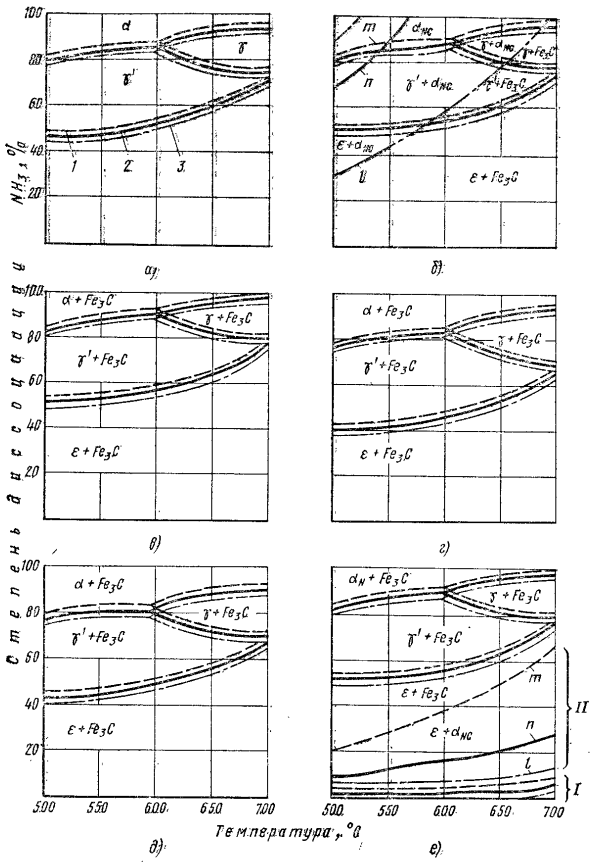


Рис. 47. Фазовое равновесие систем Fe — N (*а*) и Fe — N — C (*б—е*). Азотирование газообразной смеси при разбавлении аммиака:

а — продуктами его предварительной диссоциации; *б* — метаном; *в* — пропаном; *г* — эндогазом; *д* — эндо-экзогазом; *е* — экзогазом; *m*, *n*, *l* — линии, соответствующие фазовому равновесию цементита; *I*, *II* — 5% паров воды в экзогазе; *1* — 25% NH_3; *2* — 50% NH_3; *3* — 75% NH_3

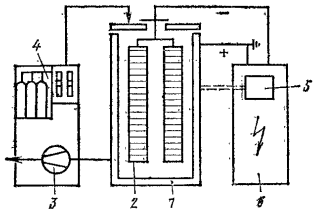


Рис. 48. Схема установки для ионного азотирования:

1 — герметизированный вакуумный контейнер (анод); *2* — азотируемые детали (катод); *3* — вакуумная система (вакуумный насос, коммуникация и приборы контроля); *4* — газобаллонная станция; *5* — приборы контроля и регулирования температуры; *6* — блок электропитания

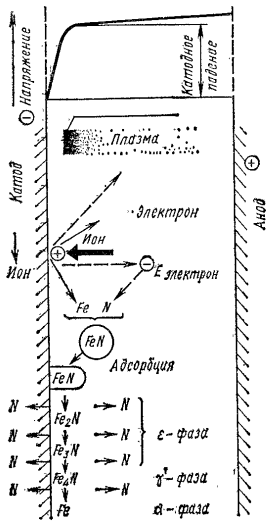


Рис. 49. Процессы на поверхности катода и анода при ионном азотировании сталей

стадии: I — очистка поверхности катодным распылением; II — собственно насыщение [1, 32].

Катодное распыление проводится в течение 5—60 мин при напряжении 1100—1400 В и давлении 0,1—0,2 мм рт. ст. В процессе катодного распыления температура детали не превышает 250° С. Температура азотирования 500—580° С, разрежение 1—10 мм рт. ст., рабочее напряжение 400—1100 В, продолжительность процесса 1—24 ч.

На рис. 49 приведена схема процессов, имеющих место при азотировании в плазме тлеющего разряда. При азотировании ионы азота под действием энергии электростатического поля приобретают скорость, вектор которой направлен нормально к катоду (детали). При бомбардировке катода кинетическая энергия иона расходуется на нагрев поверхности ($E_т$) и отрыв электронов и атомов железа $E_р$ (в частности, на катодное распыление). Атомы железа в плазме тлеющего разряда соединяются с азотом, существующим в различных состояниях возбуждения, образуя нитрид железа, который адсорбируется на поверхности катода. Напыленный слой нитридов под действием ионной бомбардировки разлагается с получением низших нитридов железа и α-раствора ($FeN \rightarrow Fe_2N \rightarrow Fe_3N \rightarrow Fe_4N \rightarrow \alpha$). Полученный при распаде низшего нитрида азот диффундирует в поверхностный слой металла, образуя зону внутреннего азотирования, а железо, обедненное азотом, вновь распыляется в плазму. Процессы образования нитридов в прикатодном пространстве и их осаждение на катоде непрерывно повторяются. Следовательно, нитридные фазы, конденсирующиеся на поверхности катода, являются наряду с газовой фазой источником азота.

Структуру и фазовый состав можно регулировать изменением давления и состава насыщающей атмосферы. В аммиачной плазме наибольшая толщина слоя при 520—570° С достигается на сталях 08, 40Х и 38Х2МЮА при давлении 2 мм рт. ст. (рис. 50), а при 650° С — 6 мм рт. ст. Введение в аммиачную плазму аргона (5—15% NH_3 и 95—85 об% Ar) позволяет получить азотированный слой, состоящий только из α-фазы и легированных нитридов (рис. 50).

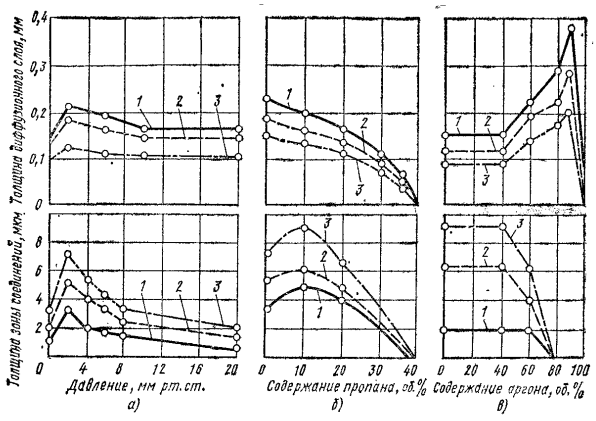


Рис. 50. Влияние давления (*а*), концентрации пропана (*б*) и аргона (*в*) при азотировании в тлеющем разряде в аммиачной плазме при 520° С, 1 ч на толщину азотированного слоя технического железа (*1*), сталей 40Х (*2*) и 38ХМЮА (*3*)

Азотирование в смеси аммиака и пропана (8—12 об%) приводит к образованию на поверхности хорошо развитой карбонитридной зоны. При содержании пропана в смеси 40 об. % и более взаимодействие плазмы с поверхностью изделия прекращается (рис. 50, *б*).

При ионной бомбардировке достигается идеальная депассивация поверхности за счет удаления окисных пленок в процессе катодного распыления.

Ионное азотирование (по сравнению с печным) имеет следующие преимущества: 1) ускоряет диффузионные процессы в 1,5—2 раза; 2) позволяет получить диффузионный слой регулируемого состава и строения; 3) характеризуется незначительными деформациями изделий и высоким классом чистоты поверхности; 4) дает возможность азотировать коррозионно-стойкие, жаропрочные и мартенситностареющие стали без дополнительной депассивирующей обработки; 5) значительно сокращает общее время процесса за счет уменьшения времени нагрева и охлаждения садки; 6) обладает большой экономичностью, повышает коэффициент использования электроэнергии, сокращает расход насыщающих газов; 7) нетоксично и отвечает требованиям по защите окружающей среды.

Ионное азотирование применяют для обработки различных сталей и сплавов: конструкционных и инструментальных сталей, мартенситностареющих, коррозионно-стойких хромистых и хромоникелевых сталей ферритного и аустенитного класса, чугунов и т. д. [32].

Для защиты поверхности от азотирования применяют специальные экраны или гальваническое покрытие никелем (10—15 мкм).

Азотирование с добавками углеродсодержащих газов (углеродоазотирование). Химикотермическая обработка проводится при температуре 560—580° С в атмосфере аммиака с добавками углеродсодержащих газов (табл. 20).

В последние годы вместо экзо- и эндогаза (табл. 20) применяют атмосферы, состоящие из смеси азота (≥80%), метана (~20%) и кислородсодержащего газа (оптимально CO_2). Газы вводятся в печь после смешения. Образующаяся в печи атмосфера состоит из N_2, H_2, CO, CO_2, H_2O, CH_4. Применяя пропан, можно повысить содержание азота до 95%. Атмосфера не вызывает насыщения стали водородом, невзрывоопасна и является недорогой.

На рис. 47 приведены диаграммы фазового равновесия (температура — состав атмосферы) для азотирования с добавками к аммиаку углеродсодержащих

Таблица 20. Кратковременное азотирование с добавками углеродсодержащих газов

Насыщающая среда	Температура, °С	Выдержка, ч	Примечание
Аммиак + 50% эндогаза (40% H_2 + 20% CO + + 40% N_2) *	570	0,5—3,0	Перед азотированием детали обезжириваются в парах трихлорэтилена или других растворителях **
Аммиак + 50% экзо- эндогаза (20% H_2 + 20% CO + 60% N_2) с точкой росы 0° С	570	0,5—3,0	После окончания процесса — охлаждение в светлокалящем масле или в потоке защитного газа. Охлаждение в масле повышает предел выносливости
Аммиак + экзогаз (90% N + 10% CO_2) ***			Добавление к атмосфере 0,5—1,5% O_2 ускоряет процесс
Отношение экзогаза к NH_3 равно 1 : 2			
Аммиак + 50% пропана (C_3H_8)	570	2—10	Степень диссоциации NH_3 30—60%
Продукты пиролиза керосина, спирта или скипидара (50%) + NH_3 (50%)	570	1—6	—

* В США этот процесс получил название «нитемпер», в ФРГ «никотрирование», в Японии — «найтемпёр» и т. д. В СССР этот процесс нередко называют низкотемпературная нитроцементация или углеродоазотирование. Для деталей, работающих на усталость, выдержку при азотировании увеличивают до 4—5 ч.

** При применении эндогаза ниже температуры 700° С возможен взрыв. Для исключения взрыва рекомендуется следующая технология: у передней дверцы создается пламенный затвор; печь нагревают до 800° С и подают эндогаз и аммиак; температура снижается до 620° С, печь продувают газом в течение 3 ч; загрузка деталей и проведение процесса при 570° С. После обработки первой садки печь может работать беспрерывно.

*** Процесс предложен фирмой «Айхелин» и получил название нитрок. Расчетный состав газа: 58,6% N_2, 17,9% H_2, 14,3% NH_3, 3,5% CO, 2,2% CO_2 и 3,5% H_2O. Процесс взрывобезопасен.

газов. Увеличение концентрации углеродсодержащих газов расширяет область существования ε-фазы и облегчает образование цементита, нитрокарбида Fe_3 (C, N) или карбонитридных фаз [Fe_3 (NC)].

После азотирования с добавками углеродсодержащих газов на поверхности чаще образуется карбонитридная (Fe, M)$_{2-3}$ (N, C) или карбооксинитридная (Fe, M)$_3$ (N, C, O) зона толщиной 7—25 мкм. Карбонитридная ε-фаза с 0,8—2,5% C содержит меньше азота (4,5—6,0 N), чем азотистая ε-фаза (до 9—10% N). Меньшее содержание азота в ε-фазе повышает ее сопротивление хрупкому разрушению. Под карбонитридным слоем расположена зона внутреннего азотирования — твердый раствор азота в α-железе, γ′ (α″)-фаза и нитриды легирующих элементов.

В результате азотирования с добавками углеродсодержащих газов значительно повышается твердость, износостойкость, сопротивление задиру и предел выносливости.

Достоинствами процесса является повышенная сопротивляемость коррозии, малые деформации обрабатываемых изделий и возможность использования его для упрочнения изделий из различных сталей. Газовое азотирование с добавкой углеродсодержащих газов дешевле азотирования в жидких ваннах и нетоксично. Этот процесс рекомендуется для упрочнения кулачковых и коленчатых валов, штоков цилиндров, тормозных барабанов, зубчатых колес, деталей точной механики, гидравлических машин, ткацких станков, инструмента и т. д.

Газовое азотирование при 550—600° С в течение 1—2 ч с добавками углеродсодержащих газов применяют для повышения стойкости инструмента из быстрорежущих сталей.

Для упрочнения инструмента из быстрорежущей стали предложен новый процесс оксиазотирования. Процесс ведут при 520° С в смеси аммиака и водяного пара в количестве более 5%. В этом случае на поверхности возникает оксидный

слой, а ниже слой внутреннего азотирования (диффузионный). При содержании водяного пара выше 50% образуется только оксидный слой. Оксидный слой повышает износостойкость и эксплуатационную стойкость инструмента.

Азотирование в жидких средах

Жидким азотированием (углеродоазотированием) называется химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении стали (чугуна) азотом и углеродом при температуре в интервале, как правило, 560—580° С в расплаве, содержащем цианистые соли (табл. 21).

В расплавах, приведенных в табл. 7, протекают следующие основные реакции, обеспечивающие азотирование и науглероживание:

1) цианид-цианатные ванны:

$$2NaCNO + O_2 \rightarrow Na_2CO_3 + CO + 2N;$$

$$4NaCNO \rightarrow Na_2CO_3 + 2NaCN + CO + 2N;$$

2) ванны на основе карбамида (мочевины):

$$2(NH_2)_2CO + K_2CO_3 \rightleftarrows 2KCNO + NH_3 + CO_2 + H_2O;$$

$$2(NH_2)_2CO + Na_2CO_3 \rightleftarrows 2NaCNO + NH_3 + CO_2 + H_2O;$$

$$4KCNO \rightleftarrows K_2CO_3 + 2KCN + CO + 2N.$$

Оборудование для жидкого азотирования представляет собой комплект ванн для предварительного подогрева, азотирования, охлаждения и промывки деталей.

Диффузионный слой состоит из поверхностной зоны и зоны внутреннего азотирования. Поверхностная зона включает карбонитридную ε-фазу $(Fe, M)_{2-3}(N, C)$, которая содержит 5,0—6,0% N_2 и ~2,5% C, или оксикарбонитрид $(Fe, M)_{2-3}(N, C, O)$, содержащий ~5% N_2, до 4% C и 3% O_2. Зона внутреннего азотирования состоит из азотистого α-раствора, нитрида железа $(Fe, M)_4N$ (γ′-фазы) и исходных карбидов.

Глубина карбонитридного слоя не превышает 15—20 мкм. Общая толщина слоя составляет 0,15—0,5 мм.

Карбонитридная зона способствует увеличению задиростойкости, уменьшает коэффициент трения, повышает износостойкость, обусловливает хорошую прирабатываемость трущихся поверхностей и сопротивление коррозии в атмосферных условиях. На поверхности нередко образуются поры, что снижает твердость и контактную прочность. В зависимости от температуры и продолжительности процесса качество карбонитридного слоя можно определить по диаграмме преимущественных режимов (рис. 51). Отдельные поры не влияют на твердость и пластичность карбонитридной зоны и улучшают прирабатываемость путем удержания смазки в поверхностных порах. При постоянном режиме насыщения пористость может возникнуть вследствие содержания в расплаве $K_4Fe(CN)_6$.

Азотирование в жидких средах применяют для упрочнения деталей широкой номенклатуры (кулачковые и коленчатые валы, зубчатые колеса, шпиндели, шнеки и т. д.).

Азотирование в расплавах солей рекомендовано для режущего инструмента из быстрорежущей стали и штампов и пресс-форм из стали типа 3Х2В8. Иногда применяют сульфоазотирование (сероуглеродоазотирование). Процесс проводят при 560—580° С в средне- или высокоцианистых ваннах, содержащих серинисто- или сернокислые соли ($Na_2S_2O_3$, Na_2SO_4, Na_2S и др.) в количестве 2—25% [28].

Строение сульфоазотированного слоя такое же, как после азотирования в жидких средах, но на самой поверхности образуется тонкий слой сульфида FeS, что уменьшает коэффициент трения, повышает износостойкость, противозадирные свойства. Высокая токсичность применяемых солей, сложность обезвреживания цианистых отходов, трудность регулирования структуры и состава диффузионного слоя, а также контроля состава ванны препятствуют широкому применению жидкого азотирования.

Таблица 21. Жидкое азотирование (тенифер-процесс, тафтрайдинг-процесс, мягкое азотирование)

Состав ванны, %		Температура, °С	Выдержка, ч	Примечание
в момент загрузки	рабочий			
Цианид-цианатные ванны				
85 соли NS1 (40 KCNO + 60 NaCN) + 15 Na_2CO_3	42—48 KCNO и NaCNO + 50 KCN + NaCN; остальное Na_2CO_3	570	1—3	Фирма Дегусса (ФРГ) — тенифер-процесс. Для регенерации применяют соль NS2 (75% NaCN + 25% KCN). Процесс ведут в титановых тиглях при продувке воздухом
25—40 цианата щелочного металла, не менее 60 цианида щелочного металла, остальное карбонат	45 NaCN + 32 KCNO + 23 Na_2CO_3	500—600	1—3	Тайфтрайдинг-процесс (США). Расплав продувается воздухом
	44—46 NaCN + 42—45 KCNO; остальное Na_2CO_3	500—600	1—3	Жидкое азотирование или углеродоазотирование (СССР). Процесс ведут в титановых тиглях при продувке воздухом
Ванны на основе карбамида				
55 $(NH_2)_2CO$ + 45 Na_2CO_3	20—40 NaCNO + 12—20 NaCN + 50—60 Na_2CO_3	560—580	1—4	Ванна разработана в СССР. Процесс ведут в титановых тиглях при продувке воздухом. Регенерирующая смесь 15% свежей смеси карбамида и соды (95 : 45), через каждые 8 ч работы
55 $(NH_2)_2CO$ + 45 K_2CO_3	65—75 KCNO + 25—35 K_2CO_3 + до 1 KCN	560—580	1—4	Регенерирующая смесь 55 $(NH_2)_2CO$ и 45 K_2CO_3
Соль TF-1 (36±1 цианата KCNO и NaCNO); остальное карбонат	36—39 цианата, остальное карбонат	570—580	1—4	В ванну добавляется регенератор RÉG-1 (триазин) — органическое соединение типа полимера, содержащее C, H_2, N_2 в количестве 0,6% от объема ванны при уменьшении цианата в ней на 1% **

* Для стабилизации расплава и получения оптимальной конструкции цианата 42—48% ванну старят 48—60 ч при аэрации расплава воздухом. Для процесса можно использовать отечественные технические соли ГОСТ 8464—57 и 8465—57. Отработанные ванны обезвреживают обработкой смесью железного купороса и гашеной извести или окислением цианидов гипохлоридом натрия (NaClO). Продолжительность жидкого азотирования для получения слоя одинаковой толщины меньше, чем при газовом азотировании. Ванны на основе карбамида в исходном состоянии не ядовиты, однако в процессе работы и предотвращает выделение жидкого цианистого водорода. Регенератор (триазин) восстанавливает соли

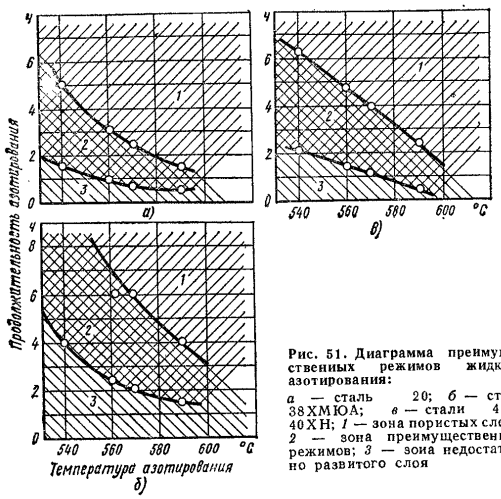


Рис. 51. Диаграмма преимущественных режимов жидкого азотирования:
а — сталь 20; *б* — сталь 38ХМЮА; *в* — стали 40Х, 40ХН; *1* — зона пористых слоев; *2* — зона преимущественных режимов; *3* — зона недостаточно развитого слоя

Свойства азотированного слоя

Азотированный слой обладает высокой твердостью. На рис. 52 показано изменение твердости по глубине слоя после «классического» азотирования различных сталей. После кратковремеиного азотирования при 560—580° С (табл. 1 и 6, 7) в аммиаке, смеси аммиака с углеродсодержащими газами и в расплавах цианистых солей поверхностиая твердость (ε-фазы) для разных сталей изменяется в пределах *HV* 200—1200.

Твердость зоны внутреннего азотирования, как и ε-фазы, зависит от легированиости стали. Чем больше содержание в стали нитридообразующих элементов, тем выше твердость. При высоком содержании в стали легирующих элементов (Cr, Ti и др.) твердость по глубине зоны внутреннего азотироваиия почти не изменяется. С повышением температуры твердость азотированного слоя понижается (рис. 52). Метод азотирования оказывает небольшое влияние на твердость азотированного слоя.

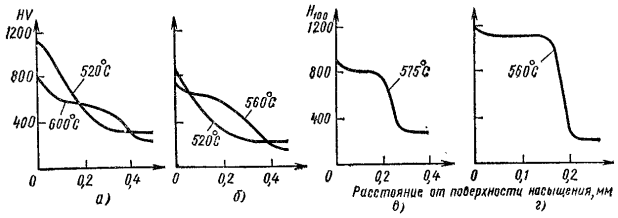


Рис. 52. Изменение твердости по толщине азотированного слоя:
а — сталь 38Х2МЮА; *б* — сталь 38ХНМФА; *в* — мартенситностареющая сталь 00Х12Н9Д2ТМ; *г* — хромистая коррозионно-стойкая сталь 12Х13

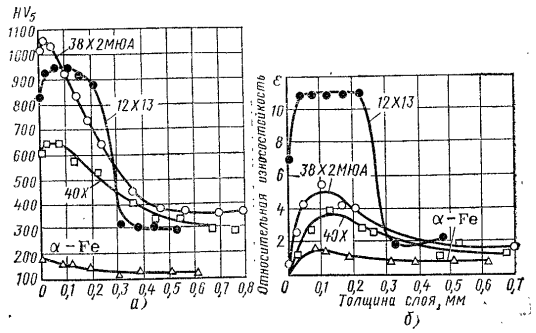


Рис. 53. Изменение твердости (*а*) и относительной износостойкости (*б*) по толщине азотированного слоя железа, сталей 38Х2МЮА, 40Х и 10Х13 [11]

Азотированный слой обладает высокой износостойкостью. Износостойкость азотированной стали в 1,5—4 раза выше износостойкости закаленных высокоуглеродистых и цементованных сталей. При этом следует иметь в виду, что увеличение твердости не всегда влечет за собой повышение износостойкости (рис. 53). Послойное исследование износостойкости азотированного слоя сталей 38Х2МЮА и 40Х показало, что наибольшая износостойкость не совпадает с максимальной твердостью и находится на большей глубине. С повышением температуры насыщения и длительности это несоответствие возрастает. Износостойкость сталей 38Х2МЮА и 40Х, азотированных при 620° С, выше, чем после азотирования при 520—560° С, несмотря на меньшую твердость. Азотированный слой на углеродистых сталях имеет низкую твердость, но повышенную износостойкость. Износостойкость после кратковременного газового и жидкого азотирования практически одинакова.

Сплошное азотирование изделий является одним из основных методов повышения предела выносливости. Надрезы, царапины, резкие переходы сечений, отверстия и другие концентраторы напряжений, понижающие предел выносливости, после азотирования практически не оказывают ослабляющего влияния.

Влияние азотирования тем сильнее, чем меньше размеры поперечного сечения и больше конструктивные или технологические концентраторы напряжений (табл. 22 и рис. 54). Повышение предела выносливости связано с упрочнением поверхности и образованием в азотированном слое благоприятных остаточных напряжений сжатия (рис. 55).

Максимальный предел выносливости обнаруживается при сравнительно небольшой толщине слоя. Для деталей без концентраций напряжений рост предела выносливости наблюдается лишь при отношении толщины слоя x к радиусу R, равном 0,1—0,2. При наличии концентраторов напряжений максимальное значение предела выносливости достигается при $x/R = 0{,}01$. При дальнейшем увеличении толщины слоя предел выносливости или не изменяется, или уменьшается (на 10—20%) вследствие снижения напряжений сжатия в слое, увеличения напряжений растяжения в сердцевине и разупрочнения сердцевины. Разрушение начинается под слоем. Чем выше температура азотирования, тем ниже абсолютное значение предела выносливости. Это связано с разупрочнением сердцевины и уменьшением остаточных напряжений сжатия.

После азотирования нередко требуется добавочно обработать слой. Шлифование на глубину 0,05 мм (при общей толщине слоя 0,4—0,45 мм) не сопровождается снижением предела выносливости. Более глубокое шлифование понижает предел выносливости. Надрез глубиной, превышающей толщину упрочненного слоя, снимает упрочнение, вызванное азотированием. Чтобы предупредить нару-

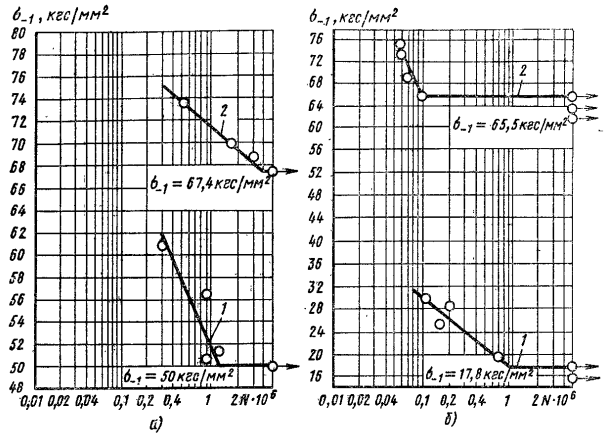


Рис. 54. Влияние азотирования на предел выносливости стали 20ХН3МФ:
а — образцы без надреза; *б* — образцы с надрезом
1 — неазотированная сталь; *2* — азотированная сталь (520° С, 24 ч)

шение твердого поверхностного слоя, необходимотщательное охлаждение при шлифовании. При этом нельзя допускать высоких скоростей шлифования и следует соблюдать предосторожность при транспортировке и монтаже деталей. Предел

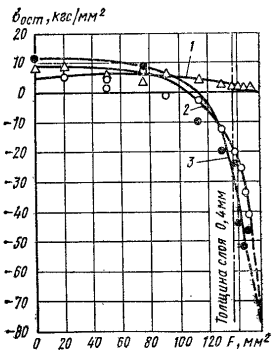


Рис. 55. Распределение остаточных напряжений по толщине азотированных цилиндрических образцов (диаметром 14 мм), 525° С, 40 ч:
1 — радиальные; *2* — осевые; *3* — кольцевые

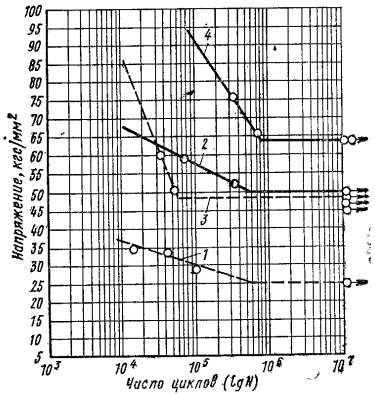


Рис. 56. Влияние кратковременного азотирования на предел выносливости стали 38Х2МЮА:
—— — образцы без надреза; — — — — — — образцы с надрезом;
1, *2* — после улучшения; *3*, *4* — жидкое азотирование (тенифер процесс при 570° С 3 ч)

Таблица 22. Влияние азотирования на предел выносливости * сталей

Марка стали	Тип образца	Предел выносливости σ_{-1}, кгс/мм²		Марка стали	Тип образца	Предел выносливости σ_{-1}, кгс/мм²	
		после улучшения	после азотирования			после улучшения	после азотирования
45	Гладкий, d = 7,5 мм	44	61	38ХНМФА	Гладкий, d = 7,5 мм	51,0	69
	С надрезом, R = 0,5 мм **	25	48		С надрезом, R = 0,055 мм	14,3	54
38Х2МЮА	Гладкий, d = 7,5 мм	48,5	62	38ХГМ	Гладкий, d = 7,5 мм	50	66
	С надрезом R = 0,3 мм	37	68		Гладкий трубчатый, d = 40 мм	49	52
18Х2Н4ВА	Гладкий, d = 7,5 мм	54	70		С буртом, R = 0,055мм, d = 40 мм	24	42
	С надрезом, R = 0,3 мм	22,7	52		С поперечным отверстием, d = 5 мм	14	29
	Гладкий, d = 30 мм	40	45		С посадкой кольца	18	44
	Гладкий, d = 40 мм	33	40				
	С надрезом, d = 30 мм	17,8	27				
	С надрезом, d = 40 мм	16,3	23				

* Азотирование проводилось при 520—540° С, толщина слоя 0,35—0,45 мм.
** На образцах диаметром 7,5 мм во всех случаях надрез с углом 60° и глубиной 0,34 мм.

выносливости азотированных изделий может быть повышен на 15—20% обкаткой роликами. Правка азотированных деталей снижает предел выносливости.

На рис. 56 показано влияние кратковременного азотирования на предел выносливости.

Контактная усталостная прочность у азотированных конструкционных сталей ниже, чем у цементованных, но выше, чем у стали, прошедшей поверхностную закалку при индукционном нагреве (рис. 57). При повышенных контактных напряжениях толщина азотированного слоя должна быть не менее 0,45—0,5 мм. Кратковременное газовое азотирование и жидкое азотирование по контактной прочности значительно уступает цементации. Азотирование следует использовать для изделий, испытывающих высокие циклические нагрузки при умеренных контактных напряжениях и работающих в условиях трения скольжения (или абразивного износа). Азотирование повышает сопротивление стали кавитационной эрозии [32].

Азотированный слой устойчив против коррозии в атмосфере, водопроводной воде, перегретом паре и других средах, что объясняется высоким электродным потенциалом (—0,1—0,13 мВ), которым обладает только ε-фаза, поэтому для получения надежной защиты от коррозии необходимо образование на поверхности плотного слоя ε-фазы.

При азотировании коррозионно-стойких сталей коррозионная стойкость понижается. Снижение коррозионной стойкости связано с образованием в поверхностных зонах нитридов хрома и обеднением твердого раствора хромом. Слой, расположенный на глубине 0,01—0,055 мм, наиболее устойчив против коррозии. При изготовлении деталей из азотированных коррозионно-стойких сталей необходимо предусматривать после азотирования шлифование, полирование и подторцовку с учетом протяженности зон с высокой и пониженной коррозионной стойкостью.

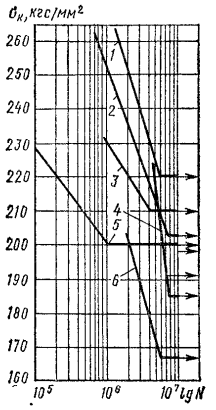


Рис. 57. Кривые контактно-усталостной прочности при различных видах химико-термической обработки:

1 — цементованная сталь 20Х2Н4А (твердость поверхностн *HV*750 и сердцевины *HB* 400; глубина слоя 1,0 мм); *2* — то же (после термической обработки шлифование); *3* — азотированная сталь 50ХФА (*HV* 770, *HB* 363, глубина слоя 0,35 мм); *4* — азотированная сталь 18Х2Н4ВА (*VH* 800, *HB* 363, глубина слоя 0,5 мм); *5* — азотированная сталь 40Х (*HV* 680, *HB* 286, глубина слоя 0,5 мм); *6* — сталь 40ХН после поверхностной закалки при индукционном нагреве (*HV* 750, *HB* 350, глубина слоя 2,0 мм) [по данным М. А. Балтер]

4. БОРИРОВАНИЕ

Борированием называется химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали бором при нагревании в соответствующей среде (табл. 23).

Наиболее часто применяется электролизное борирование (рис. 58), обеспечивающее получение плотного хорошо связанного с основным металлом диффузионного слоя.

Имеются две основные точки зрения на механизм электролизного борирования [35]. Согласно одной при расплавлении буры и приложении разности потенциалов к электродам идут одновременно два процесса: термическая диссоциация $Na_2B_4O_7 \rightarrow Na_2O + 2B_2O_3$ и электролиз буры $Na_2B_4O_7 \rightarrow 2Na^+ + B_4O_7^-$. На аноде идет разряжение аниона $B_4O_7^-$: $2B_4O_7^- \rightarrow 4B_2O_3 + O_2$.

Выделившийся на катоде Na частично всплывает и сгорает, частично восстанавливает бор $B_2O_3 + 6Na \rightarrow 3Na_2O + 2B$. Образующийся бор диффундирует в железо [1].

Согласно другой точке зрения [35], расплавленную буру можно рассматривать как состоящую из ионов бора (B^{+3}), натрия (Na^+) и кислорода (O^{2-}). При приложении к расплаву разности потенциалов ионы B и Na будут разряжаться на катоде, а ионы кислорода на аноде. При температуре борирования потенциал выделения Na (напряжение разложения Na_2O) больше, чем бора (напряжение разложения B_2O_3), поэтому на катоде преимущественно выделяется бор.

При жидком борировании бор переходит в активное состояние в объеме расплава благодаря карбидному восстановлению его из химических соединений [9, 35, 55]:

$$Na_2O + 2B_2O_3 + 6B_4C + 3O_2 \rightarrow 28B + 6CO_2 + Na_2O.$$

Наиболее простым является борирование в порошках (см. табл. 1). Однако необходимость прогрева малотеплопроводных порошков удлиняет процесс.

Борирование применяют для повышения износостойкости изделий, в том числе работающих при повышенных температурах или в агрессивных средах. Борированный слой обладает высокой твердостью, износостойкостью (главным образом, абразивной), коррозионной стойкостью, окалиностойкостью (до 800° С) и теплостойкостью (до 900—950° С).

[1] При рассмотренни реакцни расплав принимают как сумму окислов.

Таблица 23. Методы борирования стали

Насыщающая среда (бориза тор)	Температура, °С *1	Время, ч	Толщина слоя, мм	Примечание
Борирование в порошковых смесях (твердое борирование)				
1. Порошок карбида бора B_4C + 2—4% NH_4Cl; величина зерен B_4C — 250—300 мкм:	950—1050 *2	3—6	0,15—0,30	Изделия помещаются в герметичные контейнеры, заполненные бориза тором. Применяют борированные порошками в среде водорода и в вакууме (10^{-2}—10^{-3} мм рт. ст.)
2. B_4C + 16—18% Al_2O_3 + 2—4% NH_4Cl;				
3. 79% B_4C + 16% $Na_2B_4O_7$ + 5% KBF_4				
Электролизное борирование				
1. Расплавленная бура ($Na_2B_4O_7$) *3	900—950	2—4	0,15—0,3	Плотность тока на катоде (деталь) 0,2—0,25 А/см² (анод графитовый или угольный стержень), напряжение 6—24 В. Источник постоянного тока — генератор или различные выпрямители (см. рис. 58). Рекомендуется для деталей простой формы *1
2. 40% буры + 50% B_2O_3 (борный ангидрид) + 10% NaCl:		(рис. 58)		
3. 70% $Na_2B_4O_7$ + 30% Na_2SO_4	950	2—3	0,15—0,3	
	600	4—6	0,015—0,025	
Жидкое борирование (без электролиза)				
1. Расплавленная бура $Na_2B_4O_7$ + 40% карбида бора B_4C *4	1000—1050	3—5	0,2—0,35	Рекомендуется для деталей сложной конфигурации *1
2. 70—75% $Na_2B_4O_7$ + 15% NaCl + 6—7% B (порошок)	850	2—3	0,04—0,05	
	900—950	2—4	0,1—0,25	
Газовое борирование *5				
1. Диборан (B_2H_6), разбавленный водородом (от 1 : 25 до 1 : 150)	800—850	2—4	0,1—0,2	Позволяет проводить процесс при низких температурах (500—600° С)
2. Треххлористый бор, разбавленный водородом (BCl_3 : H_2 = 0,05)	750—950	3—6	0,1—0,25	Недостаток — токсичность и взрывоопасность газов

*1 При работе борированных деталей в условиях больших удельных нагрузок для упрочнения сердцевины проводят непосредственную закалку из ванны для борирования, лучше ступенчатую или изотермическую.

*2 С повышением температуры возрастает хрупкость слоя.

*3 Применяют тигли из жаропрочных сталей с каталной защитой. Можно применять керамические тигли. Буру периодически следует рафинировать для очистки от примесей, ухудшающих качество борированного слоя. При борировании в металлических тиглях необходимо применять катодную защиту. Плотность тока в цепи защиты 0,02 А/см². 1) 80% $Na_2B_4O_7$ + 20% силикокальция. 2) 70% буры + + 20% B_4C + 10% Si. 3) 80% буры + 20% ферросилиция. 4) 70% буры + 20% B_4C + 10% Si. 5) 80% буры + 20% ферросилиция. 6) 70% буры + + 20% B_4C + 10% Si. Для жидкого борирования рекомендованы новые составы: 1) 80% $Na_2B_4O_7$ + 20% силикокальция. 2) 70% буры + + 20% B_4C + 10% Si. 3) 80% буры + 20% ферросилиция (марки Мн5). Перемешивание расплава позволяет устранить неодородность по составу и ускоряет процесс борирования.

*4 Возможно вакуумное (10^{-2} мм рт. ст.) борирование из брикетов карбида бора и буры при 900° С с последующей изоляцией рабочей камеры от вакуумной системы и изотермической выдержкой 2—4 ч при 1100—1150° С.

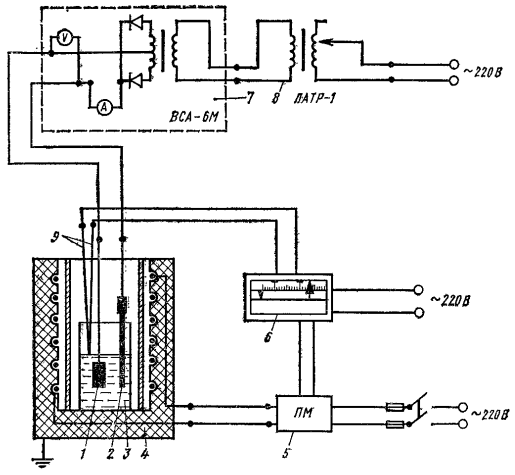


Рис. 58. Схема установки для электролизного борирования;
1 — деталь; *2* — угольный электрод; *3* — расплав; *4* — тигельная печь; *5* — магнитный пускатель; *6* — потенциометр; *7* — источник постоянного тока; *8* — автотрансформатор; *9* — термопары

Борированию могут подвергаться любые стали перлитного, ферритного и аустенитного классов.

В соответствии с диаграммой состояния Fe—B (рис. 59) борированный слой состоит из ромбического борида FeB ($a = 4{,}06$, $b = 5{,}5$ Å и $c = 2{,}952$ Å) и тетрагонального борида Fe_2B ($a = 5{,}109$ Å, $c = 4{,}249$ Å), образующих характерные столбчатые (иглообразные) кристаллиты (рис. 60). Рост боридных фаз указывает на то, что на базе боридов FeB и Fe_2B существуют области твердых растворов, не отмеченные на диаграмме состояния Fe—B (см. рис. 59). Под слоем боридов располагается переходной слой из α-раствора бора в железе. Как видно из рис. 59, *б*, растворимость бора в α- и γ-железе очень мала.

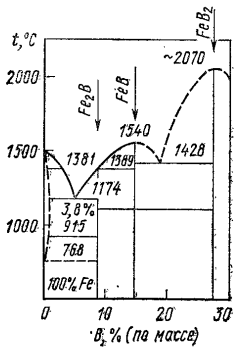


Рис. 59. Диаграмма состояния Fe — B

Структура борированного слоя у конструкционных сталей (20, 40, 45, 20Х, 40Х, 18ХГТ, 12ХН3, 50ХФА, 30ХГС, 38Х2МЮА и др.) мало чем отличается от структуры, полученной на железе и углеродистых сталях. На поверхности образуются иглообразные бориды, α-фаза располагается между боридными иглами. В сталях, легированных Si, Al, V, α-фаза образует прослойку между боридными иглами и основным металлом.

Борирование при температурах выше 1050—1100° С приводит к образованию в диффузионном слое эвтектики (оплавление поверхности) и снижению твердости (H_{100} 750—850).

На высоколегированных ферритных и аустенитных сталях под слоем сплошных боридов

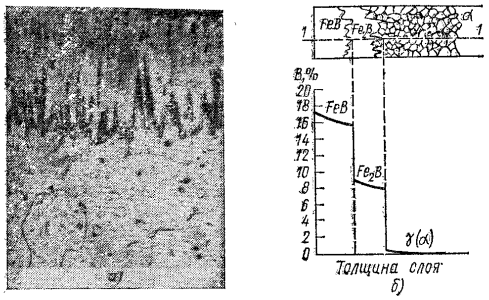


Рис. 60. Микроструктура борированного слоя, полученного на железе (*а*) и схема распределения концентрации бора по толщине слоя (*б*); ×200

(Fe, M) B и $(Fe, M)_2B$ образуется зона α-раствора и сфероидизированных, легированных боридов железа и боридов легирующих элементов Ni, Cr (рис. 61, *а*).

Столбчатых боридов при этом не образуется, и зона сплошных боридов имеет вид неправящейся полосы с четкой линией раздела.

Углерод в процессе борирования оттесняется вглубь, и непосредственно под слоем боридов образуется зона, обогащенная углеродом (рис. 61, *б*), протяженность которой значительно превосходит глубину зоны боридов. Применение метода радиоактивных изотопов показало, что углерод полностью вытесняется из зоны боридов вглубь [35]. Легирование стали карбидообразующими элементами снижают глубину переходной зоны с высоким содержанием углерода, а некарбидообразующими элементами или не изменяют (Ni, Al) или несколько увеличивают ее (Si, Cu). Чем сильнее легирующий элемент замедляет диффузию углерода, тем меньше ширина переходной зоны и выше в ней концентрация углерода [35]. Бор, присутствующий в переходной зоне, укрупняет зерно аустенита (рис. 61, *б*). Легирование стали карбидообразующими элементами, особенно титаном, снижает или предотвращает рост зерна аустенита в переходной зоне и матрице. В сталях, содержащих повышенное количество кремния, в переходной зоне образуется графит и феррит. При образовании графита борированный слой легко скалывается.

Отмечено, что при борировании имеет место перераспределение легирующих элементов в стали между слоем и основным металлом.

Кремний при борировании диффундирует из зоны боридов вглубь, обогащая зону α-фазы. Хром и марганец диффундирует к поверхности, в зону боридов. В этом случае образуются бориды типа (Fe, Mn, Cr) B и $(Fe, Mn, Cr)_2B$, которые имеют строение, аналогичное боридам FeB и Fe_2B.

Углерод и легирующие элементы уменьшают толщину борированного слоя. Толщина борированного слоя на низколегированных перлитных сталях практически одинакова. Наибольшее снижение толщины борированного слоя наблюдается в высоколегированных сталях. С повышением температуры общая толщина борированного слоя возрастает, но на кривой наблюдается перелом при температуре образования аустенита (рис. 62). Толщина сплошного слоя боридов при этом уменьшается и получают большое развитие боридные иглы.

Микротвердость борида FeB ~ H_{100}2000, а борида Fe_2B — H_{100}1650. Наличие углерода в стали не изменяет твердости боридов. Легирующие элементы Ti, Mo, W, Cr увеличивают твердость FeB, не изменяя твердости Fe_2B. Наоборот, Al и Cr уменьшают твердость боридов FeB [35]. При нагреве борид FeB устойчив до 800° С, а Fe_2B до 1000° С. Твердость боридных фаз не изменяется при всех температурах их существования. При борировании сталей ХВГ, Х12М, Р9 и Р18 микротвердость достигает H 2450—3435. Борированный слой обладает высокой износостойкостью.

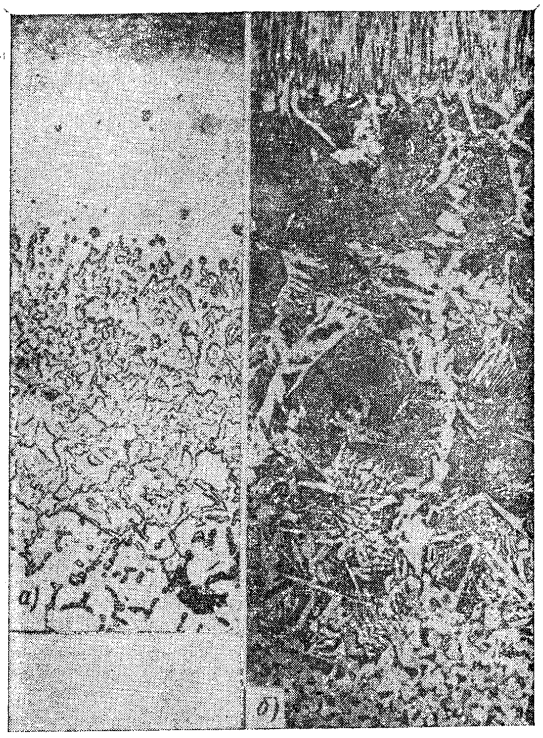


Рис. 61. Микроструктура борированного слоя:
а — сталь 20Х23Н18; ×200; *б* — сталь 20; ×115

На рис. 63 приведены эпюры остаточных напряжений после борирования при 950° С в различных расплавах. Во всех случаях в борированном слое возникают остаточные напряжения сжатия [6]. При наличии в слое боридов FeB и Fe_2B максимальные остаточные напряжения соответствуют области перехода борида FeB в борид Fe_2B. При отсутствии борида FeB наибольшие сжимающие напряжения образуются на поверхности. Максимальные остаточные напряжения создаются при медленном охлаждении от температуры борирования. Минимальные сжимающие остаточные напряжения соответствуют закалке в воде. После объемной закалки с непрерывным и изотермическим охлаждением на поверхности могут возникнуть даже растягивающие напряжения. При поверхностной закалке с индукционным нагревом сжимающие напряжения сохраняются по всей глубине слоя.

Насыщение бором углеродистых (25, 45, 50), легированных конструкционных (40Х, 40Т и др.) сталей, а также высокохромистой ферритной стали Х17 приводит

к повышению предела выносливости на 15—30%; предел коррозионно-усталостной прочности повышается на 50% (гладкие образцы). После закалки и низкого отпуска предел выносливости сильно снижается, что, вероятно, связано с образованием в борированном слое трещин, повышением чувствительности сердцевины к концентрации напряжения и резким снижением остаточных сжимающих напряжений или даже изменением их знака [43]. Предел выносливости снижается и у высоколегированных сталей, сердцевина которых при охлаждении с температуры насыщения закаливается.

После закалки и высокого отпуска (500° С), благодаря более высоким остаточным напряжениям сжатия (см. рис. 63) и меньшей чувствительности сердцевины к концентрациям напряжений наличие трещин в боридном слое становится менее опасным, в связи с чем предел выносливости возрастает. После борирования, при наличии концентраторов напряжения, предел выносливости всегда повышается [43].

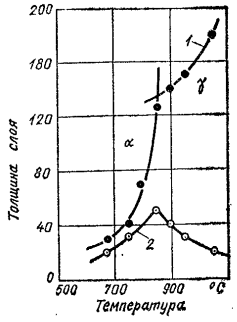


Рис. 62. Влияние температуры на толщину борированного слоя, полученного на железе:
1 — полная толщина слоя; *2* — толщина слоя сплошных боридов

Одним из крупных недостатков борирования является хрупкость слоя. Наибольшей хрупкостью обладает борид FeB, поэтому в последние годы разрабатываются процессы борирования, позволяющие получить диффузионный слой, состоящий только из борида Fe_2B. Это достигается снижением температуры борирования, подбором состава ванн и использованием твердого борирования в атмосфере водорода.

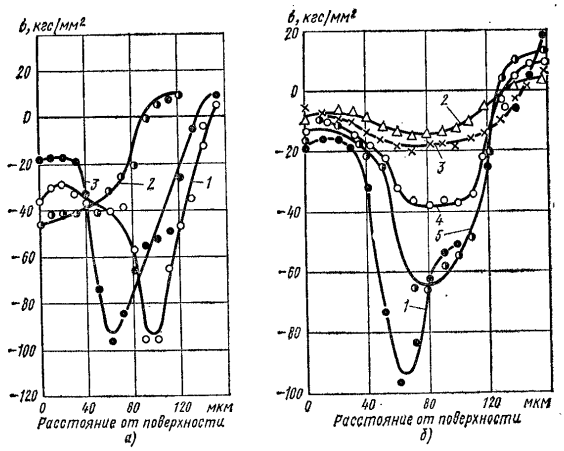


Рис. 63. Эпюры остаточных напряжений после электролизного борирования (сталь 45):
а — методы борирования: *1* — в расплаве буры; *2* — в расплаве буры с карбидом бора; *3* — в расплаве буры с карбидом кремния; *б* — методы охлаждения после борирования: *1* — охлаждение с печью; *2* — закалка в воде от 840° С; *3* — закалка в ванне 300° С; *4* — закалка в ванне 500° С; *5* — охлаждение на воздухе

Для однофазного борирования хорошие результаты дают ванны следующего состава: 1) 70% $Na_2B_4O_7$ + 30% SiC; 2) 60% $Na_2B_4O_7$ + 15% NaCl + 25% силикомарганца (с 17% Mn); 3) 60—65% $Na_2B_4O_7$ + 20—30% B_2O_3 + 20—30% силикомарганца [20].

Однофазное (Fe_2B) покрытие может быть получено и при электролизном борировании, если катодная плотность менее 0,1 А/см². В ряде случаев может быть рекомендовано скоростное борирование с применением энерговыделяющих паст. В этом случае на обрабатываемое изделие последовательно наносятся две пасты: 1) активная (97% аморфного бора, 2% алюминиевой пудры, 1% фтористого магния, замешанных на жидком стекле) и 2) энерговыделяющая (22% алюминиевого порошка, 58% железной окалины, 10% карбида бора, 5% кварцевого песка и 5% натриевой селитры, замешанных на жидком стекле). Детали засыпаются песком и при помощи запального состава воспламеняют энерговыделяющую пасту.

В период протекания реакции (~2—3 мин) температура возрастает до 1050—1100° С. В результате образуется борированный слой толщиной 0,05 мм и H_{200} 1650. Используя только активную пасту, можно проводить борирование в герметичном контейнере. В этом случае при 950° С за 3—4 ч на стали 45 образуется слой толщиной 0,1—0,15 мм с твердостью ~H_{200} 1500.

Борирование применяют для повышения износостойкости втулок грязевых нефтяных насосов, дисков пяты турбобура, вытяжных, гибочных и формовочных штампов, деталей механизмов и машин, работающих в абразивных условиях (детали гусеничных машин, различного рода транспортеров, цепей и т.д.), деталей пресс-форм и машин для литья цветных металлов и сплавов и т. д. Стойкость указанных деталей после борирования возрастает в 2—10 раз.

В последнее время проведено много работ по насыщению стали бором совместно с другими элементами (боросилицирование, борохромирование, бороалитирование и т. п.).

Двухкомпонентные насыщения с участием бора можно осуществлять в порошках, в расплавах электролизным и безэлектролизным методами, реже в газовой фазе.

При электролизе расплавленной буры к ней добавляются окислы металлов, например 3—5% Cr_2O_3 (борохромирование) или 8—10% Al_2O_3 (бороалитирование). Возможно и последовательное насыщение вначале хромом (или алюминием), а затем бором.

Бороалитирование и боросилицирование стали применяют для повышения износостойкости и, значительно реже, коррозионной стойкости и жаростойкости. Следует, однако, иметь в виду, что двух- и многокомпонентное насыщение с участием бора, не имеет существенных преимуществ перед обычным борированием [34].

5. ДИФФУЗИОННОЕ НАСЫЩЕНИЕ СТАЛИ МЕТАЛЛАМИ[1] И НЕМЕТАЛЛАМИ

Диффузионное насыщение металлов — химико-термический процесс, состоящий в насыщении поверхности стали металлами (Al, Cr, W, V, Nb, Zn и др.) и их комплексами с целью изменения ее состава и структуры.

Насыщение поверхности стали элементами осуществляют при температурах 700—1400° С следующими способами: 1) погружением в расплавленный металл, если диффундирующий элемент имеет невысокую температуру плавления (например, алюминий, цинк); 2) погружением в расплав солей, содержащих диффундирующий элемент (с электролизом и без применения электролиза); 3) из сублимированной фазы путем испарения диффундирующего элемента (парофазный метод); 4) насыщением из газовой фазы (контактным или неконтактным методом), состоящей из галогенных соединений диффундирующего элемента [37, 14].

Для проведения процессов диффузионного насыщения металлами и неметаллами из расплава солей применяют электролизное насыщение, при котором обрабатываемое изделие служит катодом. При проведении диффузионной металлизации в расплаве солей без электролиза диффундирующий элемент, входящий в их состав, восстанавливается в результате протекания химических реакций [55].

Например, для получения диффундирующего элемента (Э) может быть использовано карбидное восстановление

$$Э_nO + Э_mC \rightarrow Э_{(n+m)} + \overset{\uparrow}{CO}.$$

Во многих случаях насыщению предшествуют химические реакции, происходящие на границе раздела обрабатываемой поверхности с расплавом соли.

Парофазный метод чаще проводится путем нагрева обрабатываемого изделия в вакууме. При этом насыщаемые изделия могут находиться в контакте с порошковой смесью, содержащей диффундирующий элемент (контактный метод), или располагаться на расстоянии от нее (неконтактный способ).

При неконтактном методе обрабатываемые изделия нагреваются до более низкой температуры, чем насыщающий металл или его ферросплав. Контактный метод может осуществляться в герметичных или негерметичных контейнерах при нормальном давлении. Во избежание окисления процесс рекомендуется вести в защитной или нейтральной среде (азоте, аммиаке, аргоне и т. д.). Технология насыщения из газовой фазы обычно предусматривает одновременное проведение процесса насыщения и генерацию необходимых для процесса галойдных соединений диффундирующего элемента.

Галогениды получают путем воздействия на диффундирующий элемент или его ферросплав соответствующего галойдного или галойдоводородного (НГ) газа, где Г — галлоид (Cl, F, Br, J). При температуре насыщения образуются галлоиды диффундирующего элемента Э:

$$Э + nНГ \rightleftarrows ЭГ_n + \frac{n}{2} H_2,$$

где n — стехиометрический коэффициент (целые числа).

При контактном методе насыщения (в порошках) в порошковую смесь в качестве активизатора чаще вводят NH_4Cl. При высокой температуре протекают реакции

$$NH_4Cl \rightarrow NH_3 + HCl;$$

$$NH_3 \rightarrow \frac{1}{2} N_2 + \frac{3}{2} H_2.$$

Хлористый водород взаимодействует с диффундирующим элементом, образуя его хлорид.

При неконтактном методе насыщения через зону насыщающего металла (металлоида) или его ферросплав пропускают хлор или хлористый водород (HCl). Образующиеся галлоиды ($AlCl$, $AlCl_2$, $AlCl_3$, $SiCl_4$, $CrCl_2$ и др.), проходя через зону с изделиями, взаимодействуют с обрабатываемым металлом.

На границе раздела газовая среда — поверхность обрабатываемого металла (изделия) в зависимости от технологии процесса могут протекать следующие принципиальные реакции[1]: 1) реакции обмена $ЭГ_n + Fe \rightarrow FeГ_m + Э$; 2) реакции диссоциации $ЭГ_n \rightleftarrows Э + Г_n$; 3) реакции диспропорционирования $ЭГ_n \rightleftarrows Э + ЭГ_m$ ($n < m$), $ЭГ_n \rightleftarrows ЭГ_p + ЭГ_m$ ($p < n < m$), $ЭГ_n + Э \rightleftarrows ЭГ_p$ ($p < n$).

В присутствии водорода возможна реакция восстановления диффундирующего элемента:

$$ЭГ_n + \frac{n}{2} H_2 \rightleftarrows nНГ + Э.$$

Образующийся в результате реакций диффундирующий элемент Э в атомарном виде, будучи в активной форме, адсорбируется обрабатываемой поверхностью

[1] Рассматриваются только процессы диффузионного насыщения железа и его сплавов.

[1] Определение основных химических реакций, имеющих место при диффузионном насыщении стали тем или другим металлом, осуществляется термодинамическими расчетами или экспериментально. Преимущественно протекает та реакция, которая имеет более отрицательный изобарный потенциал или большую константу равновесия.

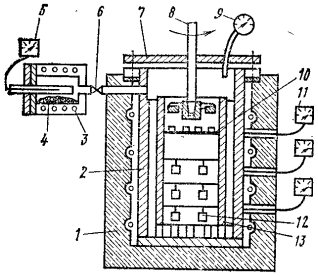


Рис. 64. Схема циркуляционной установки шахтного типа:
1 — нагревательная печь; *2* — муфель; *3* — испаритель; *4* — иод кристаллический; *5* — потенциометр; *6* — вентиль; *7* — крышка муфеля; *8* — вентилятор; *9* — мановакуумметр; *10* — сетка с хромом; *11* — потенциометр; *12* — образцы; *13* — направляющий цилиндр

и диффундирует в глубь изделия [2, 3, 4, 14]. Чаще наблюдается несколько параллельно протекающих реакций.

В последние годы большое внимание уделяется электро-химико-термической обработке (ЭХТО) при контактном и индукционном нагреве [24, 65]. Насыщение проводится из порошкообразных смесей или специальных обмазок (паст), содержащих диффундирующий металл или его ферросплав. Использование ЭХТО для диффузионного насыщения элементами позволяет значительно сократить продолжительность насыщения [65].

Все процессы диффузионного насыщения могут осуществляться также в плазме тлеющего разряда [61]. При насыщении в тлеющем разряде происходит стадийное восстановление хлорида диффундирующего элемента водородом. Первая стадия происходит в объеме ионизированного газа, в результате чего образуются субхлориды, которые во второй стадии, реагируя с поверхностью металла, образуют диффузионный слой. При использовании тлеющего разряда сокращается длительность насыщения.

Перспективным является циркуляционный метод газового диффузионного насыщения элементами, разработанный Д. А. Прокошкиным и Б. Н. Арзамасовым.

В основе циркуляционного метода [2, 3] диффузионного насыщения лежит явление переноса диффундирующего элемента в замкнутом контейнере (газопроводе) в результате обратимых реакций (диссоциации или диспропорционирования) при систематическом восстановлении газа переносчика (галогенида). В установке обрабатываемая деталь и диффундирующий элемент расположены в раздельных муфелях (рис. 64). Циркуляция газа в системе осуществляется вентилятором. Исходными материалами для насыщения являются диффундирующий элемент (или его ферросплав) и HCl. Достоинством метода является ускорение процесса вследствие более полного протекания химических реакций и возможность многократного использования рабочей газовой смеси. Циркуляционный метод обеспечивает управление процессами насыщения при помощи всестороннего воздействия на газовую среду.

Видимо, в ближайшем будущем дальнейшее развитие получат процессы насыщения железа (стали) металлами в электротермическом кипящем слое [20] и при использовании энерговыделяющих паст [65].

В некоторых случаях насыщение поверхности изделия одним элементом не может удовлетворить требованиям практики, поэтому все чаще предпринимаются попытки насыщения одновременно или последовательно несколькими элементами [19, 38].

При одновременном насыщении несколькими элементами в диффузионном слое образуются высоколегированные твердые растворы, нередко на базе химических соединений, что иногда приводит к более существенному повышению свойств, чем при насыщении одним элементом.

При многокомпонентном насыщении возможно создание барьерных слоев, тормозящих диффузионное рассасывание защитного покрытия при эксплуатации изделий при высоких температурах, что повышает ресурс работы изделий.

Наибольшее число исследований было посвящено двухкомпонентному насыщению, когда одним из компонентов был хром или алюминий.

Алитирование (алюминирование)

Алитированием называется химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали алюминием, как правило, при температуре 700—1100° С в соответствующей среде (табл. 24). Алитирование применяют для повышения жаростойкости до 800—900° С и коррозионной стойкости в атмосфере и морской воде.

Алитированию подвергаются чаще низкоуглеродистые стали, а также жаростойкие и жаропрочные сплавы с целью дополнительного повышения их сопротивления газовой коррозии и увеличения ресурса. Алитирование в течение длительного времени (3000 ч и более) увеличивает жаростойкость углеродистой стали в 5—8 раз, а аустенитных сталей при 700—800° С в 3—4 раза.

Это позволяет рекомендовать алитирование для изделий из углеродистых и экономно-легированных аустенитных сталей, работающих до 800° С.

Однако следует иметь в виду, что в процессе эксплуатации защитные свойства алитированного слоя снижаются. Это объясняется диффузией атомов алюминия в глубь основного металла (процесс рассасывания) и встречной диффузии атомов железа к поверхности, где они окисляются. Процесс рассасывания алюминия приводит к уменьшению его концентрации на поверхности. При снижении концентрации алюминия до 8,0% теряет защитные свойства алитированный слой.

Диффузионное насыщение алюминием (алитирование) газовым методом наиболее вероятно протекает за счет реакции диспропорционирования:

$$2AlCl \rightarrow \frac{2}{3}AlCl_3 + \frac{4}{3}Al;$$

$$AlCl_2 \rightarrow \frac{2}{3}AlCl_3 + \frac{1}{3}Al.$$

Алитированный слой (рис. 65) представляет собой α-твердый раствор алюминия в железе. На поверхности, в соответствии с диаграммой состояния Fe—Al, возможно образование одной или нескольких интерметаллидных фаз состава: $FeAl_2$, FeAl, Fe_3Al, Fe_2Al_5. Вследствие малой растворимости углерода в алюминиевом феррите, он оттесняется из поверхности вглубь, образуя под слоем α-фазы зону, обогащенную углеродом.

При образовании в слое интерметаллидных фаз возможна аксиальная текстура. Увеличение содержания в стали углерода и легирующих элементов тормозит диффузию алюминия и уменьшает толщину алитированного слоя (рис. 66) сталей. В процессе алитирования легированных сталей происходит диффузионное перераспределение легирующих элементов. В зависимости от природы легирующих элементов наблюдается их диффузия в сердцевину изделия или к поверхности. Твердость алитированного слоя не превышает *HV* 500. Износостойкость низкая. При высоком содержании алюминия (более 30%) диффузионный слой хрупок.

Для снижения концентрации алюминия в слое и уменьшения хрупкости алитированные изделия подвергают отжигу при 900—1000° С. Толщина слоя при этом возрастает на 20—40%. Порошковое и жидкое алитирование снижает предел выносливости углеродистых сталей тем сильнее, чем больше толщина слоя [43]. Например, при толщине алитированного слоя более 0,2 мм предел выносливости стали 45 снижается на 35—50%, а при толщине слоя 0,05 мм на 5—10%. Тонкие алитированные слои (0,05—0,07 мм), содержащие до 20% Al, хорошо деформируются в холодном и горячем состоянии.

Алитированный слой на аустенитных сталях (12Х18Н10Т, 10Х11Н23Т3МР и др.) состоит из трех зон. На поверхности образуется фаза, близкая к FeAl (светлый слой), промежуточный слой α + FeAl и далее следует γ-фаза (твердый раствор алюминия в аустените) [17].

Наиболее часто применяется газовое алитирование в порошках и жидкий метод (в расплавленном алюминии). На рис. 67 показано влияние температуры и продолжительности процесса алитирования в порошках стали с различным содержанием углерода (см. табл. 24) на толщину диффузионного слоя. Хорошие ре-

Таблица 24. Методы алитирования стали [*1]

Насыщающая среда	Температура, °С	Время, ч	Толщина слоя, мм	Примечание
Алитирование в порошковых смесях (газовый метод)				
49,5 порошка алюминия + 49% Al_2O_3 + 1,0% NH_4Cl 99% ферроалюминия + 1% NH_4Cl 48% ферроалюминия + 48% песка + 4,0% NH_4Cl [*2]	950—1050	6—12	0,25—0,6	Алитирование проводят в железных или нихромовых ящиках. Упаковка — как для цементации. Смесь употребляется многократно с добавкой 10—15% свежей смеси
Алитирование в ваннах с расплавленным алюминием				
Расплавленный алюминий + 8—12% Fe (во избежание растворения деталей)	680—750	0,25—1,0	0,05—0,25	На поверхности расплава рекомендуется создавать слой флюса (например, 40% NaCl + 40% KCl + 10% Na_3AlF_6 + 10% AlF_3) для защиты расплава от окисления очистки деталей, лучшего удаления налипшего металла и уменьшения разъедания поверхности деталей [*3]
Алитирование методом металлизации с последующим отжигом				
На очищенную поверхность детали напыляют слой алюминия (0,7—1,2 мм), на который наносится обмазка (серебристый графит 50%, огнеупорная глина 20%, кварцевый песок 30% и жидкое стекло 10%) [*4]	900—950	2—4	0,2—0,4	Толщина обмазки 0,8—1,5 мм Обмазка просушивается при 80—100° С [*3]
Газовое алитирование [*1]				
Через алюминий (ферроалюминий) пропускают HCl. Алитирование идет за счет $AlCl_2$, $AlCl_2 + H_2$, $AlBr_3 + H_2$ (готовые соли)	950—1000	2—5	0,25—0,4	Активность процесса будет определяться количеством дихлорида алюминия в рабочей газовой смеси. Хорошие результаты получены при циркуляционном методе насыщения

[*1] Существуют и другие методы алитирования (например, электролизное, в аэрозолях), однако они не нашли применения в промышленности.

[*2] При высокой температуре в контейнере протекают следующие реакции: $NH_4Cl \rightarrow NH_3 + HCl$; $NH_3 \rightarrow \frac{1}{2} N_2 + \frac{3}{2} H_2$; $2HCl + \frac{2}{3} Al \rightarrow \frac{2}{3} AlCl_3 + H_2$, при этом HCl, N_2, H_2 уходят из контейнера, а тяжелые пары хлористого алюминия взаимодействуют с Al, образуя субхлорнды $\frac{2}{3} AlCl_3 + \frac{4}{3} Al \rightarrow 2AlCl$ и $\frac{2}{3} AlCl_3 + \frac{1}{3} Al \rightarrow AlCl_2$. Субхлориды $AlCl_3$ и $AlCl_2$ взаимодействуют с обрабатываемой поверхностью.

[*3] Для устранения налипания расплава применяют обдувку поверхности детали струей воздуха, встряхивание (вибрацию) деталей в слое флюса, вращение детали в слое флюса; при жидком алитировании вместо стальных тиглей можно применять магнезитовые или шамотные.

[*4] Иногда в обмазку добавляют 1—2% NH_4Cl.

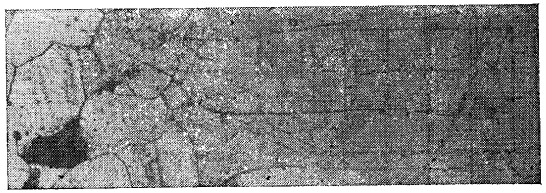


Рис. 65. Микроструктура алитированного слоя на стали Ст10 (×200)

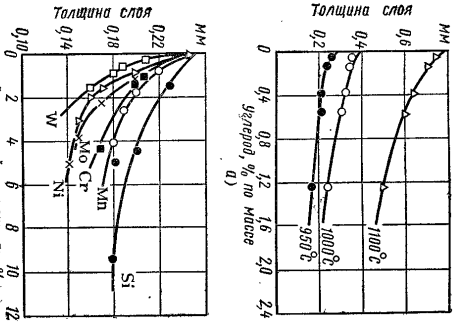


Рис. 66. Влияние углерода (а) и легирующих элементов (б) на толщину алитированного слоя (алитирование при 950° С, 6 ч)

результаты получены при алитировании в плазме тлеющего разряда. При алитировании в тлеющем разряде улучшаются термодинамические и кинетические условия образования низших галогенидов алюминия, являющиеся переносчиками его к поверхности, облегчается протекание реакции диспропорционирования на поверхности раздела активная среда — металл.

В промышленности применяют кратковременное жидкое алитирование (альдин). В этом случае изделие нагревают в расплаве флюса, находящегося в ванне со слоем расплавленного алюминия на дне. Нагрев в флюсе продолжается 4—5 мин, после чего изделие поступает в расплавленный алюминий, в котором выдерживается при 720—740° С от нескольких секунд до 10—15 мин (в зависимости от требований, предъявляемых к изделию). Так, например, клапаны двигателя внутреннего сгорания из сталей типа 40Х9С2 и 40Х10С2М выдерживают во флюсе 3 мин и в расплаве алюминия 5—10 с. Излишки алюминия сдуваются горячим воздухом. Толщина диффузионного слоя составляет 0,015—0,05 мм. Структура алитированного слоя состоит из α-фазы, но в ряде случаев на поверхности может возникать сплошной слой состава Fe_2Al_5.

Присадка к алюминию 1—6% Si и 0,2—0,6% Be исключает образование интерметаллидов в диффузионном слое. После алитирования изделия промываются для удаления флюса.

Некоторое применение нашло жидкое алитирование с применением водных растворов флюсов, состоящих из фтористого калия и соляной кислоты. Обработка изделий во флюсе проводится при 60—80° С. Выдержка в расплаве алюминия при 700—760° С составляет 15—30 с. Во время погружения изделия в расплав алюминия флюс растворяет окисел алюминия, что обеспечивает получение после об-

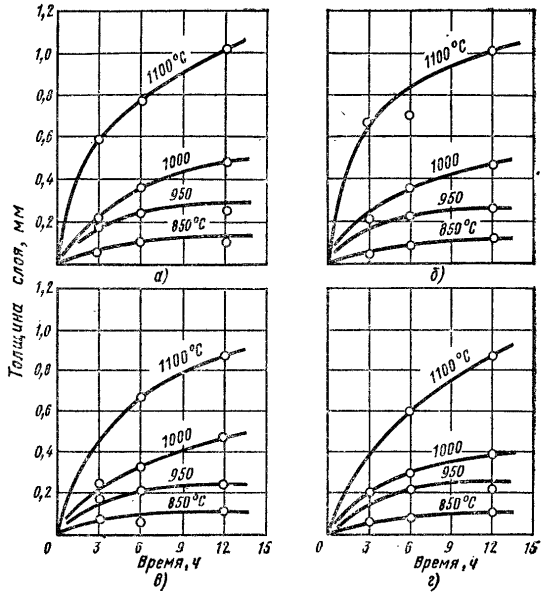


Рис. 67. Влияние температуры и продолжительности алитирования на толщину слоя стали с различным содержанием углерода:
а — 0,06% С; *б* — 0,11% С; *в* — 0,38% С и *г* — 0,56% С

работки чистой поверхности. После алитирования слой состоит из слоя алюминия и диффузионного слоя (α-фазы). Этот метод рекомендуется для листов и проволоки с целью повышения их коррозионной стойкости и окалиностойкости до 700° С. Алитированный слой обладает высокой пластичностью.

Для алитирования предложена также ванна, состоящая из тетрабората К и Na (1 : 1), в которую добавляют 10—20% порошка алюминия. В этой ванне при 900° С на низкоуглеродистой стали за 2,0 мин можно получить диффузионный слой толщиной до 0,1 мм [20].

Для клапанов может быть рекомендовано кратковременное алитирование методом металлизации. Клапан нагревают до 200—250° С и на поверхность фаски наносят слой алюминия кислородно-ацетиленовым металлизатором. Далее проводится диффузионный отжиг при 780—810° С в течение 10—15 с при индукционном нагреве. Толщина слоя 0,015—0,025 мм. Все операции могут быть автоматизированы.

В ряде случаев может быть рекомендовано скоростное алитирование из паст при индукционном или контактном нагреве [37]. Для алитирования рекомендована паста следующего состава: 88% ферроалюминия, 10% маршалита, 2% NH_4Cl. В качестве связующего применяют гидролизованный этилсиликат. Для защиты пасты от окисления применяют защитную обмазку, состоящую из стеклопорошков с различной температурой плавления (400—1000° С), замешанных на сульфатной барде.

При электронагреве со скоростью 10—50° С/с выдержка в течение 2—5 мин при 1100° С обеспечивает получение слоя толщиной 0,12—0,16 мм. Диффузионный слой состоит только из столбчатых кристаллитов α-фазы с микротвердостью *Н* 200—240. Содержание алюминия на поверхности 15—17%.

В последние годы разработан ряд методов низкотемпературного алитирования. Например, предложен метод алитирования, основанный на осаждении на поверхность обрабатываемого изделия алюминия из газовой фазы, получаемой в результате термического разложения паров алюминийорганических соединений, например триизобутилалюминия [20]. При 260° С скорость роста осажденного алюминия 0,5—1,0 мкм/мин. Оптимальная толщина покрытия 30—60 мкм. Далее проводится отжиг при 500—850° С 4—6 ч в защитной атмосфере. В результате алитирования на поверхности образуется диффузионный слой, состоящий из интерметаллидных фаз $FeAl_3$ и Fe_2Al_5, обладающий высокой окалиностойкостью.

Высокая скорость алитирования достигается при использовании ванны, состоящей из KCl и LiCl (2 : 3), к которой добавляется фтористый алюминий (3—10%) и порошок алюминия (10—15%). В этой ванне при 600° С в течение 4,0 ч толщина диффузионного слоя достигает 0,2 мм [20].

Представляет интерес метод алитирования углеродистых и аустенитных сталей с использованием суспензий [56]. Суспензия состоит из алюминиевой пудры ПАК-4 и ПАП-2 с размером частичек 70—100 мкм и дисперсионной среды (связки) — раствора лака-цапон № 951 (30 об.%) и растворителя № 646 (70 об.%). Обмазка наносится на детали окунанием и последующей просушкой при 140—150° С. Подготовленные таким образом детали нагреваются в печи в течение 15—20 мин при 950—1050° С.

Алитированный слой состоит на поверхности из тонкого слоя FeAl и далее следует α-фаза. Слой обладает высокой жаростойкостью. Более высокая жаростойкость может быть получена при алюмосилицировании. При алюмосилицировании суспензия содержит 85% Al и 15% Si (порошок кристаллического кремния). Насыщение проводится при 1050° С (углеродистые стали) и 950° С (аустенитные стали). В этом случае формируется диффузионный слой, состоящий из α-твердого раствора алюминия и кремния в железе.

Алюмосилицирование может осуществляться и методом порошков в смеси 98% [50% Al_2O_3 + 50% (70% SiO_2 + 30% Al)] + 2% NaF. При насыщении углеродистой стали на поверхности образуется диффузионный слой, состоящий из легированного кремнием алюминида Fe_2Al_5, упорядоченных твердых растворов FeAl и Fe_3Al, содержащих кремний и α-твердого раствора Al и Si в железе.

Существенно повышает жаростойкость, по сравнению с алитированием, никельалитирование. В этом случае на обрабатываемую деталь (гальваническим, химическим или путем термической диссоциации паров карбонила никеля $Ni(CO)_4$) наносится слой никеля, после чего проводится алитирование. Алитирование проводят из расплава алюминия или другими методами. Никель, с одной стороны, образует алюминиды никеля, обладающие высокой жаростойкостью, а с другой стороны, тормозит диффузию алюминия из алитированного слоя в глубь основного металла, благодаря чему высокая концентрация алюминия на поверхности сохраняется более длительное время.

Алитированию и алюмосилицированию подвергают топливники газогенераторных машин, чехлы термопар, детали разливочных ковшей, клапаны автомобильных двигателей и другие детали, работающие при высоких температурах.

Хорошие результаты получены при алитировании радиационных труб из жаропрочных аустенитных сталей 10Х23Н18, 36Х18Н25С2 и др.

Алитирование, помимо повышения окалиностойкости, предотвращает выделение углерода на поверхности сплавов в виде сажи, состоящей из CH_4 и CO, вследствие ослабления каталитического влияния поверхности. Сажа, выделяясь на поверхности радиационных неалитированных трубок, вызывает их перегрев и преждевременный выход из строя.

Жаростойкость стали после алитирования и алюмосилицирования примерно одинаковая. На никелевых сплавах алюмосилицирование обеспечивает более высокую их жаростойкость. Отмечена также бо́льшая устойчивость алюмосилицированных слоев по сравнению с алитированными против диффузионного рассасывания при высокотемпературных испытаниях.

Хромирование

Хромированием называется химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали хромом, при температуре 900—1300° С в соответствующей среде (табл. 25).

Хромирование обеспечивает повышенную жаростойкость стали до 800° С, высокую коррозионную стойкость в таких средах, как пресная и морская вода, азотная, уксусная и фосфорная кислоты, и эрозионную стойкость при низкой и высокой температурах. Хромирование сталей, содержащих более 0,3—0,4% С, повышает твердость и износостойкость. Хромировать можно любые стали.

При хромировании при использовании $CrCl_2$ или $CrCl_3$ могут протекать следующие реакции [14]:

$$CrCl_2 + Fe \rightarrow FeCl_2 + Cr;$$

$$CrCl_3 + Fe \rightarrow FeCl_3 + Cr;$$

$$CrCl_2 + H_2 \rightarrow 2HCl + Cr.$$

Диффузионный слой, полученный при хромировании технического железа (рис. 68, *а*) состоит из раствора хрома в α-железе. Содержание хрома на поверхности 25—50%. Если при хромировании стали используется NH_4Cl, при диссоциации которого образуется NH_3, на поверхности образуется тонкая пленка карбонитрида хрома $Cr_2(NC)$ [14]. При хромировании низкоуглеродистой стали на поверхности образуется слой карбида сплава $Cr_{23}C_6$, под которым находится переходной слой с высоким содержанием углерода (>1,0% С), состоящий после медленного охлаждения из эвтектоиды $\alpha + Cr_{23}C_6$ (рис. 68, *б*). К сердцевине примыкает обезуглероженная зона. Карбидный слой на поверхности образуется в результате диффузии углерода из внутренних слоев к поверхности навстречу хрому. Углерод обладает значительно большей диффузионной подвижностью, чем хром, поэтому под слоем карбида образуется зона, обогащенная углеродом, а ниже обезуглероженная зона [14].

При хромировании стали, содержащей 0,8—1,0% С образуется двойной слой карбидов $Cr_{23}C_6$ и ниже Cr_7C_3. Под слоем карбидов отмечается зона эвтектоида (троостита): $\alpha + Cr_7C_3$ [1].

На рис. 69 показано изменение концентрации Cr и С по толщине диффузионного слоя для стали с 0,25% С после хромирования неконтактным и контактным способами [14].

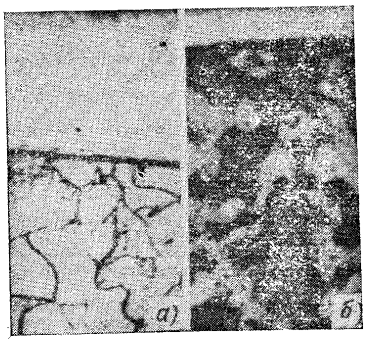


Рис. 68. Микроструктура хромированного слоя, полученного на железе (*а*) и стали 45 (*б*); ×250

На рис. 70 показано влияние температуры и продолжительности хромирования на толщину внешнего (эффективного) диффузионного слоя, полученного при хромировании в порошках [14]. Все легирующие элементы, расширяющие область α-фазы (Nb, Ti, V, Mo, W, Cr, Si и др.) способствуют хромированию, увеличивая толщину слоя (рис. 71) [2]. Наоборот, элементы, расширяющие область γ-фазы (Ni, Co, Mn и пр.), умень-

[1] Аустенит, обогащенный углеродом и хромом в процессе ускоренного охлаждения может претерпеть мартенситное превращение.

[2] При легировании Ti, Ni, Mn на кривой $x = f$ (% л. э) по данным Г. Н. Дубинина наблюдаются экстремальные значения толщины слоя соответственно при 0,96, 2,1 и 1,8%.

Таблица 25. Методы хромирования стали

Насыщающая среда	Температура, °С	Время, ч	Толщина слоя, мм [*1]	Примечание
Хромирование в порошках (газовый метод)				
50% феррохрома [*3] (или хрома) + 48—49% Al_2O_3 + 1—2 NH_4Cl (или NH_4I, или NH_4F, или NH_4Br и др.) 5—10% $CrCl_3$ + 95—90% Al_2O_3 [*3]	1000—1050	6—12	0,1—0,15 (0,01—0,03)	Детали упаковываются в стальные (нихромовые) контейнеры (ящики) с двойными крышками либо трубы. Для повышения герметичности применяют контейнеры с плавкими затворами. Существует большое количество смесей
Хромирование в вакууме (парогазовый метод)				
Порошок хрома, образующий при высокой температуре в вакууме паровую фазу	1000—1100	4—12	0,05—0,25 (0,01—0,04)	Вакуум 10^{-2}—10^{-3} мм рт. ст. Хромирование в вакууме не контактным способом позволяет получить поверхность высокого качества
Газовое хромирование (неконтактный способ)				
Галогенид хрома $CrCl_2$ (через хром или феррохром пропускают HCl или HCl + H_2, или Cl; хромирование идет за счет $CrCl_2$) [*4] Галогениды хрома: $CrCl_3$, $CrCl_2$, CrF_2 и др. (готовые соли) [*5]	1000—1050	6—12	0,1—0,2 (0,02—0,05)	Процесс ведут в ретортах, в печах с вращающейся ретортой, шахтных печах, в специальных контейнерах с нагревом в обычных печах [14]. Нагрев проводят в атмосфере нейтрального газа-восстановителя, водорода или в вакууме (10^{-3}—10^{-5} мм рт. ст.)
Хромирование в керамической массе (газовый метод, контактный способ)				
Пористый фарфор или пеношамотный кирпич или глина, поры которых наполнены хлоридами хрома и феррохром (хром)	1050	5—6	0,1—0,2	Непрерывность хромирования обеспечивается проведением процесса в потоке водорода
Жидкое хромирование				
Расплавленные соли BaCl, MgCl, NaCl, CaCl и др., к которым добавляют 10—30% $CrCl_2$ или феррохром, обработанный HCl	1000—1100	1—6	0,05—0,3	Содержание $CrCl_2$ берется 15—20% и феррохрома 20—25% от массы нейтральных солей [*6]

[*1] В скобках дана толщина карбидного слоя.

[*2] Применяют низкоуглеродистый феррохром. Феррохром (хром) дробят до зернистости 35—65 меш; Al_2O_3 предотвращает спекание частиц феррохрома (хрома); хлористый аммоний должен быть просушен.

[*3] Галогениды хрома, представляют собой концентраты солей, содержащие кроме $CrCl_2$ (85—95%), $CrCl_3$ (4—5%), железо и другие примеси. Применяется замкнутый слой и количество в нем хрома.

[*4] В результате взаимодействия газа-носителя (HCl) с одним из поступающих в контейнер газов возникает активная газовая среда, содержащая галогенные соединения хрома (феррохрома) с одним из поступающих в контейнер газов возникает активная газовая среда, содержащая галогенные соединения хрома.

[*5] Хромирование в расплавленных солях применяют редко из-за его недостатков: накопления в ванне продуктов реакций и связанной с этим нестабильностью работы; интенсивного испарения солей и разъедания металлических тиглей, невозможности обработки крупных деталей и т. д.

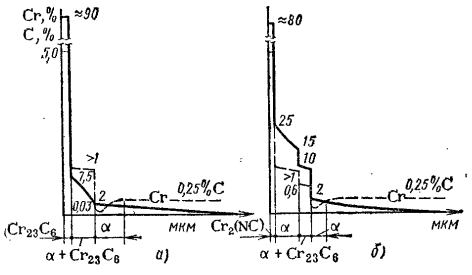


Рис. 69. Изменение концентрации хрома и углерода у стали с 0,25% С после газового хромирования неконтактным (*а*) и контактным (*б*) способами

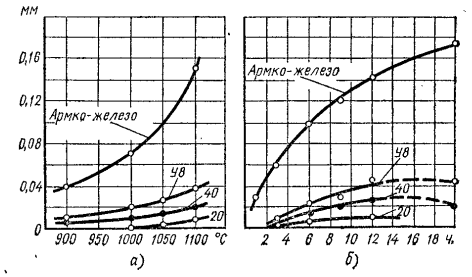


Рис. 70. Влияние температуры при τ = 6 ч (*а*) и продолжительности при *t* = 1050° С (*б*) хромирования в порошках на толщину внешнего слоя для армко-железа и сталей 20, 40 и У8. На железе слой состоит из α-фазы; на сталях образуется карбидный слой

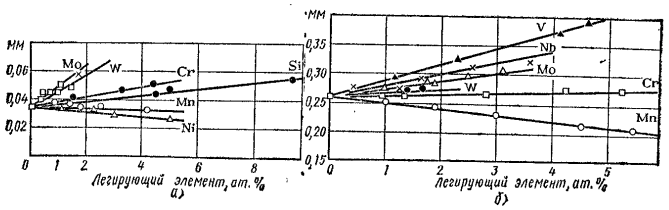


Рис. 71. Влияние легирующих элементов на толщину хромированного слоя у армко-железа:

а — при *t* = 950° С; τ = 3 ч; *б* — при *t* = 1200° С; τ = 6 ч

шают толщину хромированного слоя (рис. 71). Это объясняется, с одной стороны, тем, что диффузионная подвижность хрома в α-фазе значительно выше, чем в γ-фазе, а с другой стороны увеличением начальной концентрации хрома в случае легирования стали Ti, Mo, W, Cr, Si [14]. Большинство легирующих элементов уменьшают толщину промежуточного слоя у стали с низким и средним содержанием углерода [14]. Ускорение диффузии возможно и в результате связывания углерода в карбиды.

При высоком содержании (более 1—2%) в низкоуглеродистой (0,06% С) стали таких легирующих элементов, как Nb, Ti, V наряду с α-фазой в хромированном слое могут образовываться интерметаллические соединения Fe_2Nb и Fe_2Ti. Это приводит к обеднению твердого раствора α-легирующими элементами.

Для деталей, работающих в агрессивных средах, хромированный слой должен состоять из α-фазы и иметь толщину 0,1—0,15 мм. Для деталей, работающих в условиях сильного износа и коррозии, рекомендуется карбидный слой толщиной 0,025—0,03 мм.

Наиболее широко применяют газовый метод диффузионного хромирования, осуществляемый контактным способом (в порошках), содержащих хром (феррохром) и активные добавки в виде галогенидов аммония. Простота метода способствует его широкому применению.

Перспективными также являются газовый метод хромирования в средах $H_2 + HCl$, $H_2 + HF$, $CrCl_2 + H_2$ и циркуляционный метод, при котором перенос диффундирующего элемента на обрабатываемую поверхность осуществляется в замкнутом газопроводе с регулируемым перепадом температур. Это позволяет восстанавливать газовую среду за счет обратимых химических реакций и многократно использовать ее в течение всего технологического цикла.

Наилучшей средой для осуществления газового хромирования циркуляционным методом является иодид хрома CrI_2.

Разработан ряд других методов хромирования [14], например в аэрозолях, газовое хромирование при индукционном нагреве, хромирование в обмазках при контактном или индукционном нагреве.

Карбидный слой хромированной стали обладает высокой твердостью (*HV* 1200—1300). Твердость слоя у хромированного железа и низкоуглеродистых сталей 08, 10 (α-фаза) составляет *HV* 150—300.

Хромирование существенно не изменяет механические свойства при статическом растяжении, повышает предел выносливости при комнатной и повышенной температуре гладких образцов. Это связано с образованием в диффузионном слое остаточных напряжений сжатия. Однако с увеличением толщины карбидного слоя до 0,03—0,05 мм предел выносливости гладких образцов может снижаться. При наличии концентраторов напряжений предел выносливости после хромирования всегда возрастает.

Диффузионное насыщение хромом уменьшает скорость ползучести стали и увеличивает сопротивление термическим ударам [14]. Хромирование до 800—900° С обеспечивает высокую жаростойкость как обычных конструкционных сталей, так и аустенитных. Жаростойкость низкоуглеродистой хромированной стали при 700—900° С такая же, как у стали 12Х18Н10Т. Легирующие элементы (Mn, V, Nb), и особенно Ti (0,96%), повышают жаростойкость [16]. С течением времени окалиностойкость уменьшается в результате рассасывания слоя, вызванного диффузией хрома из слоя к сердцевине изделия.

Разработаны составы специальных листовых сталей для хромирования, содержащих ⩽0,08% С и 0,7—0,95% Nb или 0,65—0,9% Ti [16].

Благодаря высокой концентрации хрома диффузионный слой обладает хорошей сопротивляемостью коррозии [1] в атмосфере (в том числе в морской), перегретом паре, сернистых газах, органических кислотах (винной, уксусной, лимонной и т. д.), азотной кислоте, щелочах и других средах. Хромированный слой устойчив в жидких металлах (Pb, Zn, Al). В таких средах, как солянаи и серная кислота, хромированный слой неустойчив.

[1] Высокая коррозионная стойкость имеет место только при отсутствии дефектов слоя (пористости, неравномерного распределения по поверхности хрома и т. д.) и концентрации хрома более 12%.

Хромированные изделия могут быть подвергнуты термической обработке по обычным режимам.

Хромированные низкоуглеродистые стали обладают высокой пластичностью и допускают прокатку, штамповку, накатку и т. д.

Большой интерес представляет новый технологический процесс диффузионного хромирования в вакууме стальной холоднокатаной ленты и труб [1]. Хромирование проводится в вакууме (10^{-1}—10^{-3} мм рт. ст.) при температуре ~1300° С из сублимированной фазы, образующейся при испарении феррохрома ФХ010 (≥65% Cr), нагретого до температуры ~1600° С.

Разработанные режимы и конструктивное выполнение агрегатов позволяют получить при ~1300° С на движущейся ленте из стали 08 хромированный слой со скоростью около 20—40 мкм/мин. В зависимости от требуемой толщины хромированного слоя скорость ленты может меняться от 1 до 60 м/мин.

Толщина слоя составляет 20—150 мкм. Хромированный слой представляет собой α-раствор с концентрацией хрома на поверхности 35—60%. Хромированная лента легко подвергается гибке, штамповке и сварке и обладает высокой сопротивляемостью коррозии и жаростойкостью до 800° С. Хромированная лента рекомендуется в качестве материала для кожухов печей, теплообменников, глушителей, выхлопных трубопроводов и т. д.

Хромирование аустенитных сталей часто сопровождается образованием на поверхности наряду с α-фазой σ-фазы. Поскольку α-фаза не обеспечивает высокое сопротивление задиру, а σ-фаза охрупчивает слой, для повышения эрозионной стойкости, сопротивления задиранию и износостойкости аустенитных сталей при повышенных температурах ЦНИИТМАШем предложена комбинированная химико-термическая обработка, состоящая из диффузионного хромирования в порошкообразной смеси при 1050—1100° С с последующей нитридизацией (азотирование в среде хорошо очищенного азота при температуре 1070—1100° С). В этом случае на поверхности диффузионного слоя образуется сплошной слой нитрида Cr_2N с высокой микротвердостью: $>H$ 850 для стали 12Х18Н9Т и H 850—900 для стали ХН35ВТ. Эффективная толщина слоя составляет 0,08—0,12 мм. Содержание хрома на поверхности ~50%, азота 5—6%. Процесс применяется для упрочнения регулирующих и стопорных клапанов и деталей узлов паропуска паровых турбин с высокими рабочими параметрами, а также подшипниковых и других деталей герметичных насосов для перекачки агрессивных сред.

Хромирование успешно используют для повышения стойкости форм литья под давлением алюминиевых сплавов из стали 4Х5В2ФС.

Применение получили процессы комплексного насыщения хромом и углеродом (карбохромирование), алюминием (хромоалитирование), кремнием (хромосилицирование) и т. п.

Карбохромирование. Последовательное насыщение вначале углеродом, а затем хромом [2] повышает твердость, износостойкость, жаростойкость и коррозионную стойкость стали в различных средах. При карбохромировании образуются более толстые карбидные слои (Cr, Fe)$_{23}C_6$ и (Cr, Fe)$_7$ C_3, уменьшается толщина переходной зоны, не происходит обезуглероживание подслоя [14]. Карбохромирование рекомендуется применять для повышения задиро- и износостойкости деталей, форм из стали 4Х5В2ФС для литья под давлением алюминиевых сплавов и повышения коррозионно-усталостной прочности.

Хромосилицирование. Это химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали одновременно или раздельно хромом и кремнием при температуре в интервале 900—1200° С в соответствующей среде. Хромосилицированный слой по сравнению с хромированным и силицированным обладает большей окалиностойкостью и кислотостойкостью в азотной, серной и соляной кислотах [38]. Хромосилицирование повышает эрозионную стойкость изделий в газовой среде при высоких температурах. Для насыщения используют смеси порошков хрома, кремния, окиси алюминия и хлористого аммония или смесь соответствующих ферросплавов. В порошковых смесях содержание ферросилиция может колебаться от 5 до 20%, феррохрома от 55 до 20% при содержании 35% Al_2O_3 и 5% NH_4Cl. В промышленности некоторое применение нашло газовое хромосилицирование при 950—1000° С в среде HCl + H_2 или Cl. Возможно и электролизное хромосилицирование [38] в расплаве, состоящем из моносиликата натрия $NaSiO_3$ и окиси хрома (10—15%). Для повышения жидкотекучести в расплав добавляют хлористый натрий (15—20% от массы основной смеси). Плотность тока 0,2—0,3 А/см^2; температура насыщения 1000—1100° С.

Более технологичен процесс безэлектролизного хромосилицирования в тех же по составу расплавах, что и электролизное, но с добавкой восстановителя-силикокальция (10—12% от массы расплава). Строение диффузионного слоя и его свойства зависят от метода насыщения и состава стали.

При электролизном и жидком хромосилицировании низкоуглеродистых сталей диффузионный слой состоит из α-раствора Cr и Si в Fe (HV 260—270).

При хромосилицировании среднеуглеродистых сталей на поверхности образуется тонкий слой (5—10 мкм) силицидов хрома CrSi или Cr_3Si (H_{50} 500—700), далее следует карбидная зона, состоящая из $Cr_{23}C_6$ или Cr_7 C_3 (H 1500—1800) (в зависимости от содержания в смеси феррохрома и режима обработки) и α-фаза (твердый раствор Si и Cr в α-железе; H_{50} 180—350). Под диффузионным слоем отмечается зона обезуглероживания, возникающая в результате диффузии углерода навстречу хрому.

Карбидный слой обладает высокой микротвердостью (H 1400—1700 кгс/мм^2) и износостойкостью. Хромосилицированный слой, состоящий из α-фазы, более пластичен, чем силицированный.

Хромоалитирование (*хромоалюминирование*). Хромоалитирование — химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхности сплава одновременно (или раздельно) хромом или алюминием при температуре 900—1200° С в соответствующей среде.

Хромоалитирование применяют с целью получения на сплавах диффузионных слоев, обладающих более высокой жаростойкостью (до 900° С) и эрозионной стойкостью по сравнению с хромированным и алитированным слоями. Чаще хромоалитирование проводится из порошков элементов, ферросплавов или специальной лигатуры (25% Al, 2—20% Fe, остальное хром).

Меняя состав хромоалитирующей смеси, можно существенно изменять относительное содержание хрома и алюминия на поверхности и толщину диффузионного слоя.

При изменении содержания ферроалюминия от 75 до 20% и феррохрома от 25 до 80% в насыщающей смеси толщина слоя у стали 10 при температуре 1025° С и продолжительности процесса 10 ч изменяется от 0,53 до 0,23 мм, а концентрация хрома на поверхности от 6 до 42%, алюминия от 37 до 3%; чем больше содержит смесь алюминия, тем больше толщина слоя.

Алюминий, обладающий большей диффузионной подвижностью (D_{Al} = $=170\cdot10^5$ см^2/сутки), чем хром (D_{Cr}= $5{,}9\cdot10^5$ см^2/сутки), оттесняя углерод с поверхности вглубь, затрудняет образование карбидного слоя. Хромоалитированный слой состоит из α-раствора Cr и Al в железе.

При насыщении в смесях, богатых алюминием, в диффузионном слое образуются фазы Fe_3Al и FeAl, легированные хромом. Хромоалитирование снижает пластичность и вязкость стали. Предел выносливости стали на воздухе несколько понижается, а в коррозионной среде (3%-ный раствор NaCl) возрастает более чем в 2 раза. Хромоалитирование рекомендуется для повышения жаростойкости аустенитных сталей и никелевых жаропрочных сплавов вместо алитирования.

Цинкование

Диффузионное цинкование — процесс, заключающийся в насыщении поверхности стали цинком при температурах 300—550 и 700—1000° С в соответствующей среде. Цинкование применяют для повышения коррозионной стойкости стали в атмосфере, бензине, маслах и горячих газах (300—500° С), содержащих сероводород. Цинковое покрытие нестойко в кислотах и щелочах.

[1] Метод разработан в УкрНИИспецсталь (Запорожье).

[2] Цементация хромированной стали приводит к образованию хрупких пористых диффузионных слоев.

К основным методам диффузионного цинкования относятся: цинкование в расплавленном цинке, в порошке цинка и в парах цинка. При горячем цинковании протравленное и промытое изделие через слой флюса погружают в расплавленный цинк (430—460° С) и выдерживают в нем 15—90 с, получаемая толщина слоя 0,02—0,03 мм. Цинкование в порошке цинка (75—90% Zn) выполняется в в контейнерах или в печах с вращающейся ретортой при температуре 350—450° С в течение 1—10 ч; толщина слоя 0,03—0,08 мм. Цинкование в парах цинка проводится при 700—1000° С в печи, через которую пропускается водород; для получения паров цинка в печь вводится цинковая пыль в смеси с 20—40% глинозема; толщина слоя 0,15—0,2 мм и более.

В зависимости от режима насыщения в диффузионном слое на поверхности железа может образоваться η-фаза (твердый раствор железа в цинке), далее слой интерметаллидных фаз $FeZn_{13}$, $FeZn_7$, Fe_3Zn_{10}, а ближе к сердцевине — твердый раствор цинка в железе.

Для повышения коррозионной стойкости различных изделий (листы, трубы, проволока, посуда, аппаратура для получения спиртов, холодильников, газовых компрессоров и т. д.) чаще применяют цинкование путем погружения изделий в расплав цинка.

6. СИЛИЦИРОВАНИЕ

Силицированием называется химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхности сплава кремнием при температуре 950—1100° С в соответствующей среде (табл. 26).

У силицированного слоя высокая устойчивость против коррозии в морской воде, в кислотах (HNO_3, H_2SO_4, HCl и др.) при комнатной и повышенных температурах; окалиностойкость до 800° С (на аустенитных сталях до 1000° С) и повышенная износостойкость (после предварительной проварки в масле при 175—200° С).

Насыщение кремнием возможно в результате реакции обмена [55]:

$$\frac{1}{2}SiCl_4 + Fe \rightarrow FeCl_2 + \frac{1}{2}Si;$$

$$SiCl_2 + Fe \rightarrow FeCl_2 + Si;$$

$$SiCl_4 + Fe + H_2 \rightarrow FeCl_2 + 2HCl + Si.$$

Строение силицированного слоя зависит от метода силицирования. После электролизного и жидкостного силицирования, а также газового силицирования в моносплаве (см. табл. 26), диффузионный слой состоит из α-фазы (кремнистого феррита, рис. 72, *а*), которая не пориста, пластична и обладает высокой кислото- и жаростойкостью [1]. Микротвердость α-фазы около *H* 400. Углерод уменьшает глубину слоя, но увеличивает твердость. Большинство легирующих элементов (Cr, W, Mo, Mn) повышает твердость (до *H* 500—600) и глубину слоя α-фазы [55]. Никель уменьшает глубину слоя α-фазы. Кристаллы кремнистого феррита имеют столбчатую форму (рис. 72). При газовом силицировании в порошках (контактный способ) на поверхности образуется α′-фаза, представляющая собой упорядоченный твердый раствор (сверхструктуру Fe_3Si), под который располагается α-фаза. В α-фазе нередко можно наблюдать развитую пористость, возникновение которой объясняется эффектом Киркендалла (диффузионная пористость) [2]. Плотные слои α′-фазы, по сравнению с α-фазой обладают более высокой микротвердостью *H* 500, жаростойкостью и кислотостойкостью, но меньшей вязкостью. Слой хрупок. Пористость резко снижает кислотостойкость α′-фазы. При силицировании в четыреххлористом кремнии с азотом, диффузионный слой состоит из нескольких силицидов (рис. 72, *б*) $FeSi_2$, FeSi (ε-фаза), Fe_3Si (α′-фаза) и обладает высокой микротвердостью (*H* 700—800).

[1] Содержание кремния в диффузионном слое должно быть не менее 14,5%. При меньших содержаниях кремния устойчивость в азотной и серной кислотах снижается.

[2] Диффузия кремния в направлении α′ → α превышает скорость диффузии железа в противоположном направлении (диффузионная пористость).

Таблица 26. Методы силицирования стали

Насыщающая среда	Температура, °С	Время, ч	Толщина слоя, мм	Примечание
Газовый метод (контактный способ)				
75% ферросилиция + 20% шамота (или Al_2O_3) + 5% NH_4Cl *	1100—1200	6—12	0,15—0,8	Процесс проводят в герметических контейнерах, защитных атмосферах, в вакууме; слой обладает высокой кислотостойкостью. Слой состоит из хрупкой и пористой α′-фазы. Применяется в единичном производстве
$SiCl_4$ [при пропускании Cl(HCl) через реакционное пространство с деталями и ферросилицием (или карбидом кремния или силоксикон) **]	950—1050	2—5	0,4—0,8	Процесс проводят в печах с вращающимися ретортами или в герметично закрытых муфелях. Количество ферросилиция (или SiC) — 1/10 массы деталей; давление в печи 30—50 мм вод. ст. Засыпка деталей ферросилицием обязательна
Смесь $SiCl_4 + H_2$ или $SiCl_4 + N_2$	950	2—3	0,4—0,6	Наиболее интенсивно процесс идет в среде $SiCl_4 + H_2$
Смесь SiH_4 (моносилан) + H_2 или SiH_4 + Ar	950	2—3	0,4—0,6	Моносилан получают путем диспропорционирования триэтоксисилана $[SiH(OC_2H_5)_3]$ в присутствии металлического Na
Электролизное силицирование				
Расплав Na_2SiO_3 или 95% Na_2SiO_3 + + 5% NaF ***; плотность тока электролиза 0,25—0,3 А/см²	1050	0,5—1,0	0,15—0,25	Приспособления с деталями подключаются в качестве катода. Анодом служат графитовые, угольные или сплитовые стержни. Рекомендуется для изделий простой формы в массовом производстве
Жидкое силицирование				
Расплав 35% Na_2SiO_3 + 15% SiC + 28% NaCl + 22% $BaCl_2$	950—1100	2—10	0,1—0,3	Используются и другие расплавы на основе силикатов щелочных металлов с добавкой кристаллического кремния, ферросилиция, силикокальция и других восстановителей [55]. Рекомендуется для мелких и средних деталей

* Вместо ферросилиция ФС75 и ФС90 можно применять металлизированный (кристаллический) кремний, карбид кремния, силикокальций и их смеси. Шамот (или Al_2O_3) добавляют для предотвращения спекания смеси; NH_4Cl (или NH_4Br, NH_4J и др.) — активизаторы процесса. После каждого цикла обработки насыщающая смесь обновляется на 10—15%. Для уменьшения активности смеси NH_4Cl заменяют NaCl.

** Силоксикон — аморфный карбид кремния (73% SiC, 13% SiO_2 и 7% C и другие примеси). Водород или другой газ пропускают через сосуд с $SiCl_4$ (SiH_4).

*** Добавка NaF (или NaCl или $BaCl_2$) повышает активность расплава.

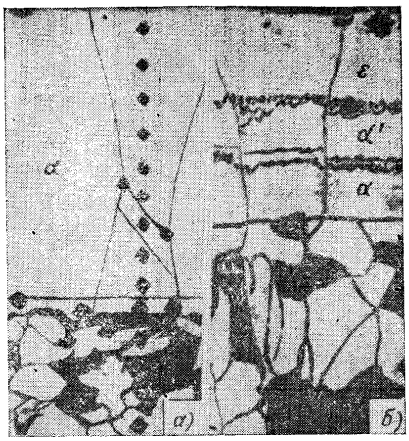


Рис. 72. Микроструктура силицированного слоя на стали 20 (×250)

Поскольку газовая среда состава $SiCl_4 + H_2$ обладает значительно более высокой активностью, чем $SiCl_4$ + инертный газ, что приводит к образованию пористости, рекомендуется использовать среду $SiCl_4$ + инертный газ.

Хорошие результаты получены при применении для силицирования циркуляционного способа и плазмы тлеющего разряда, с использованием в качестве газовой среды тетрахлорида кремния $SiCl_4$. В плазме тлеющего разряда при 1000° С за короткое время (0,5—1,0 ч) можно получить беспористый диффузионный слой толщиной 0,15—0,20 мм, состоящий из α или α'-фазы.

При диффузии в сталь кремний оттесняет углерод от поверхности к сердцевинным зонам, поэтому под силицированным слоем образуется зона обогащения углеродом (0,8—1,0% С).

В тех случаях, когда диффузионный слой должен обладать антифрикционными свойствами, пористость слоя не является дефектом, особенно в системах с постоянной смазкой. Если силицирование применяют для повышения кислотостойкости, слой должен быть плотным.

Силицирование рекомендуется для различных деталей машин в химической, бумажной и нефтяной промышленности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Азотирование** в тлеющем разряде. — М.: НИИИНформтяжмаш, 1977, с. 24.
2. **Арзамасов Б. Н.** Химико-термическая обработка металлов в активизированных газовых средах. М.: Машиностроение, 1979. 224 с.
3. **Арзамасов Б. Н., Пименова Л. Н.** Диффузионное хромирование металлов в водистой среде циркуляционным методом. — В кн.: Защитные покрытия на металлах. Киев: Наукова думка, 1974, вып. 8, с. 79—83.
4. **Арзамасов Б. Н., Прокошкин Д. А.** Теоретические вопросы диффузионной металлизации из галогенидных газовых сред. — В кн.: Защитные покрытия на металлах. Киев: Наукова думка. 1971, вып. 5, с. 37—41.
5. **Архипов И. Я., Полоцкий М. С., Новикова А. Я.** Повышение прочности зубьев цементованных и нитроцементованных колец. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1970, № 10, с. 56—61.
6. **Бабушкин Б. В., Поляков Б. З.** Остаточные напряжения в стали после насыщения бором из расплавов. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1973, № 7.

7. **Балтер М. А.** Упрочнение деталей машин. М.: Машиностроение, 1968. 196 с.
8. **Блантер М. Е.** Металловедение и термическая обработка. М.: Машгиз, 1963. 416 с.
9. **Блантер Н. Е., Беседин Н. П.** Борирование стали. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1955, № 6, с. 3—9.
10. **Бокштейн С. З.** Диффузия и структура металлов. М.: Металлургия, 1973. 206 с.
11. **Гаврилов А. В., Герасимов С. А., Косолапов Г. Ф.** Исследование тонкой структуры азотированных сталей. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1974, № 3, с. 14—20.
12. **Геллер Ю. А.** Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1968. 568 с.
13. **Герцрикен С. Д., Дехтяр Я. И.** Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе. М.: Физматгиз, 1960. 308 с.
14. **Дубинин Г. Н.** Диффузионное хромирование сплавов. М.: Машиностроение, 1964, 451 с.
15. **Дубинин Г. Н.** О механизме формирования диффузионного слоя. — В кн.: Защитные покрытия на металлах. Киев: Наукова думка, 1976, вып. 10, с. 12—17.
16. **Дубинин Г. Н., Саперов В. П.** Диффузионное хромирование листовых сталей. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1972, № 6, с. 18—22.
17. **Дубинин Г. Н., Ушаков Б. Н.** Применение алитирования и диффузионное хромирование сталей Х18Н10Т и Х12Н22Т3МР с целью защиты поверхности от схватывания. — В кн.: Защитные покрытия на металлах. Киев; Наукова думка, 1975, вып. 9, с. 177—182.
18. **Зайт В. Н.** Диффузия в металлах. М.: И. Л., 1958.
19. **Земсков Г. В., Коган Р. Л.** Многокомпонентное диффузионное насыщение металлов и сплавов. М.; Металлургия, 1978. 103 с.
20. **Итоги** науки и техники. Сер. Металловедение и термическая обработка, т. 9, М.: ВИНИТИ, 1975. 152 с.
21. **Калинин А. Т., Новикова А. Я.** Дефектная (темная) составляющая в структуре поверхностного слоя стали, возникающая при химико-термической обработке. — Тр. НИИТавтопром. Технология автомобилестроения, 1963, вып. 10, с. 20—29.
22. **Калинин А. Т., Новикова А. Я.** Оптимальная степень насыщения углеродом и азотом при нитроцементации. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1965, 10, с. 2—6.
23. **Кальнер В. Д., Никонов В. Ф., Юрасов С. А.** Современная технология цементации — нитроцементации. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1973, № 9, с. 23—26.
24. **Кидин И. Н., Андрюшечкин В. А., Делеви В. Г.** Структура и фазовый состав слоя при диффузии хрома в сталь в условиях быстрого электронагрева. — В кн.: Защитные покрытия на металлах, Киев: Наукова думка, 1971, вып. 4, с. 180—187.
25. **Козловский И. С.** Термическая обработка зубчатых колес. Справочник. Производство зубчатых колес. М.: Машиностроение, 1975. 695 с.
26. **Козловский И. С.** Химико-термическая обработка шестерен. М.: Машиностроение, 1970. 232 с.
27. **Косолапов Г. Ф., Герасимов С. А.** О структуре α-фазы азотированного слоя сталей 38ХМЮА и 1Х13. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1973, № 5 с. 71—72.
28. **Криулин А. В.** Сульфоцианирование стали и чугуна. М.: Машгиз, 1948. 144 с.
29. **Криштал М. А.** Механизм диффузии в железных сплавах. М.: Металлургия, 1972. 310 с.
30. **Лахтин Ю. М.** Физические основы процесса азотирования. М.: Машгиз, 1948. 144 с.
31. **Лахтин Ю. М., Коган Я. Д., Александров В. А.** Новые методы и приборы контроля и регулирования процесса азотирования. — В кн.: Технология производства, научная организация труда и управления. М., 1976, № 6, с. 19—24.
32. **Лахтин Ю. М., Коган Я. Д.** Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976. 254 с.
33. **Лахтин Ю. М., Силина Н. В.** Природа высокой твердости легированного феррита после азотирования. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1977, № 6, с. 23.
34. **Ляхович Л. С.** Состояние и перспективы развития процесса борирования. — В кн.: Защитные покрытия на металлах. Киев: Наукова думка, 1972, вып. 6, с. 52—57.
35. **Ляхович Л. С., Ворошнин Л. Г.** Борирование стали. М.: Металлургия, 1978. 239 с.
36. **Методы** испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов (Справочник-пособие). Т. 1. Физические методы исследования металлов. М.: Машиностроение, 1971. 551 с.
37. **Минкевич А. Н.** Химико-термическая обработка металлов и сплавов. — М.: Машиностроение, 1965. 491 с.
38. **Многокомпонентные** диффузионные покрытия. Минск: Наука и техника, 1974, 286 с.
39. **Никонов В. Ф., Кальнер В. Д., Мельникова Т. Я.** Природа темной сетки, возникающей при нитроцементации. — Автомобилестроение, 1971, № 2, с. 82—86.
40. **Новиков И. И.** Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 392 с.
41. **Оловянишников В. А., Зинченко В. М.** Определение прокаливаемости цементованного и нитроцементованного слоя. М.: НИИТавтопром, 1978. 58 с.
42. **Павлова Л. П., Геллер Ю. А.** Азотирование иструментальных сталей. — В кн.: Защитные покрытия на металлах. Киев: Наукова думка. 1968, вып. 2, с. 230—236.
43. **Пахмурский В. И.** Некоторые аспекты прочности и пластичности сталей, подвергнутых диффузионному насыщению. — В кн.: Защитные покрытия на металлах. Киев: Наукова думка, 1972, вып. 6, с. 151—156.
44. **Переверзев В. М.** Диффузионная карбидизация стали. Воронеж.: Изд-во Воронежского университета, 1977. 92 с.
45. **Попов А. А.** Теоретические основы химико-термической обработки стали. М., ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии, 1962. 210 с.

46. **Прженосил Б.** Нитроцемеитация. М. — Л.: Машиностроение, 1969. 21 с.
47. **Прогрессивные** методы термической и химико-термической обработки. М.: Машиностроение, 1972. 184 с.
48. **Прогрессивные** методы химико-термической обработки. М.: Машиностроение, 1979. 184 с.
49. **Регулируемые** процессы азотирования. М.: НИИИНформтяжмаш, 1976, 24 с.
50. **Результаты** химико-термической обработки в печах различных типов/А. Я. Новикова, А. Т. Калинин, А. И. Феофанова, М. А. Иванюк. — В кн.: Автоматизация процессов химико-термической обработки, М.: МДНТП им. Дзержинского, 1967, с. 18—26.
51. **Райцесс В. Б.** Технология химико-термической обработки на машиностроительных заводах. М.: Машиностроение, 1965, с. 294.
52. **Самсонов Г. В., Эпик А. П.** Тугоплавкие покрытия. М.: Металлургия, 1973. 399 с.
53. **Саперов В. П., Дубинин Г. Н.** Диффузионное хромирование листовой низкоуглеродистой стали. — В кн.: Защитные покрытия на металлах. Киев; Наукова думка, 1972, вып. 6, с. 102—106.
54. **Семенова Л. М., Тельдеков В. А., Тескер Е. Н.** Повышение усталостной прочности шестерен тракторов при оптимальной технологии нитроцемеитации. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1973, № 9, с. 26—28.
55. **Силицирование** металлов и сплавов/Л. С. Ляхович и др. Минск.: Наука и техиика, 1972, с. 279—280.
56. **Скоростные** процессы химико-термической обработки с применением паст и суспензий. — Тр. Рижского ин-та инженеров гражданской авиации, Рига, 1972. 72 с.
57. **Тихонов А. К.** Особенности методов упрочнения химико-термической обработкой деталей на ВАЗе. — В кн.: Интеисификация процессов химико-термической обработки. М.: МДНТП им. Дзержинского, 1973, с. 23—25.
58. **Тульский В. Л.** Особеиности контроля деталей после химико-термической обработки на ВАЗе. — В кн.: Интенсификация процессов химико-термической обработки. М.: МДНТП им. Дзержинского, 1973, с. 75—80.
59. **Упрочнение** стальных изделий химико-термической обработкой. М.: Изд-во стаидартов, 1976. 64 с.
60. **Физическое** металловедение/Я. С. Уманский, Б. Н. Филькеиштейн и др. М.: ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии, 1955. 724 с.
61. **Химико-термическая** обработка стали и сплавов. М.: Машиностроение, 1969. 150 с.
62. **Шкурко Н. В., Тихонов А. К.** Химико-термическая обработка шестерен на ВАЗе. — В кн.: Интенсификация процессов химико-термической обработки, М.: МДНТП им. Дзержинского, 1973, с. 26—29.
63. **Шмыков А. А.** Теоретические основы использования атмосферы эндогаза. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1961, № 8, с. 29—38.
64. **Шубин Р. П., Гринберг М. И.** Нитроцементация деталей машин. М.: Машиностроение, 1975. 205 с.
65. **Электро-химико-термическая** обработка металлов и сплавов/И. Н. Кидин, В. И. Андрюшечкин, В. А. Волков, А. С. Холин. М.: Металлургия, 1978. 320 с.
66. **Юргенсон А. А.** Азотирование в энергомашиностроении. М.: Машгиз, 1962. 132 с.
67. **Jatczak F.** Determining Hardenability from Composition. — Metal Progress, sept. 1971, p. 60—65.
68. **Standard DDR** — TGL — 29613101—03; TGL — 29612102; TGL — 29612103.

Глава 12

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ[1]

Свои служебные свойства (высокую твердость, износостойкость, теплостойкость) инструментальные стали получают в результате одного из видов упрочнении, приведенных ниже.

1. Закалка, обеспечивающая мартенситное превращение (дополнительно проводится низкий отпуск для уменьшения внутренних напряжений, после которого структура представляет собой мартенсит отпуска). Этому способу упрочнения подвергаются нетеплостойкие или полутеплостойкие стали с достаточио высоким содержанием углерода. К ним относятся стали высокой твердости с различной прокаливаемостью: небольшой — углеродистые (У8—У13), низколегированные (9ХФ, 11ХФ, 13Х), легированные высокоуглеродистые (В2Ф, ХВ4); повышенной — легированные (ХВСГ, ХВГ, 9ХС) и высокой — легированная малодеформирующаяся (7ХГ2ВМ). Кроме того, этому способу упрочнения подвергаются иетеплостойкие стали повышенной вязкости с различной прокаливаемостью: небольшой (У7, 7ХФ) и повышенной (6ХС, 6ХВ2С, 5ХВ2С, 7Х3, 6Х3ФС), а также полутеплостойкие стали высокой твердости (Х12Ф1, Х12М, Х6ВФ, 85Х6НФТ) и повышеной вязкости (5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНСВ).

2. Дисперсионное твердение после закалки на мартенсит. Этому способу упрочнения подвергаются теплостойкие стали: быстрорежущие (Р18, Р12, Р9, Р6М5, Р6М3, Р18К5Ф2, Р6М5К5, Р9М4К8 и др.), штамповые (4Х3ВМФ, 3Х3М3Ф, 4Х5В2ФС, 4Х5МФС, 3Х2В8Ф и др.) и мартенситно-стареющие.

Кроме того, упрочнению только в результате дисперсионного твердения подвергаются некоторые ферритные и аустенитные стали и сплавы. Следует отметить, что в упрочнение при термической обработке быстрорежущих и штамповых сталей, испытывающих при закалке мартенситное превращение, образование мартенсита вносит определенный вклад. При последующем высоком отпуске, обеспечивающем дисперсионное твердение, упрочнение в результате мартенситного превращения частично снимается, но мартенситнаи структура стимулирует процесс выделения дисперсных избыточных фаз. То же можно сказать и о мартенситно-стареющих сталях. Упрочнение ферритных и аустенитных сталей и сплавов полностью обеспечивается только за счет дисперсионного твердения. В настоящее время применение мартенситио-стареющих, ферритных и аустенитиых сталей и сплавов в качестве инструментальных материалов ограничено, но существует тенденция к расширению их использования. Отличительиыми признаками этих материалов являются повышенная теплостойкость и небольшое изменение размеров в процессе термической обработки.

1. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ, КАРБИДНЫЕ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ ФАЗЫ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В ИСХОДНОМ (ОТОЖЖЕННОМ) СОСТОЯНИИ

В отожженном состоянии структура инструментальных сталей (наиболее характерных — заэвтектоидных и ледебуритных) состоит из перлита и карбидов (вторичного цементита или специальных карбидов).

[1] Написано по плану, составленному д-ром техн. наук проф. Ю. А. Геллером.

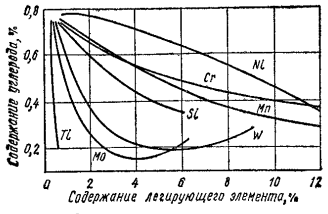


Рис. 1. Влияние легирующих элементов на содержание углерода в перлите

Сталь со структурой одного перлита имеет наименьшую возможную твердость, что обеспечивает хорошую обрабатываемость резанием и давлением в холодном состоянии. В зависимости от содержания в стали легирующих элементов концентрация углерода в эвтектоиде (перлите) различна (рис. 1). Это оказывает существенное влияние на формирование структуры стали, получаемой при последующей закалке.

Структура сталей, упрочняемых в результате мартенситного превращения (нетеплостойкие стали). В этих сталях, как наименее легированных, содержание углерода в перлите 0,6—0,8%. Превращение перлита в аустенит сопровождается полным переходом углерода в γ-твердый раствор, поэтому в результате последующей закалки в стали обеспечивается высокая твердость.

Перлит по своей морфологии может быть зернистым (точечным), пластинчатым или смешенным. Это различие морфологии перлита обусловливается в первую очередь температурой отжига. Более низкая температура отжига и наличие в аустените нерастворенных включений карбидов или областей с повышенной концентрацией углерода, служащих центрами кристаллизации при последующем охлаждении, способствуют образованию при отжиге зернистого перлита.

При повышенной температуре нагрева во время отжига образуется пластинчатый перлит (вследствие растворения большого числа карбидных частиц и выравнивания состава аустенита). При последующем замедленном охлаждении большинство карбидов выделяется по границам зерен, вследствие чего образование пластинчатого перлита высокоуглеродистой стали подчас сопровождается появлением карбидной сетки.

Дисперсность перлита зависит от состава стали и условий охлаждения ниже A_1. Замедленное охлаждение и повышенная температура изотермической выдержки (ниже A_1) способствуют коагуляции карбидов: они становятся более крупными — в виде зерен или пластин.

При повышенной скорости охлаждения и пониженной температуре изотермической выдержки образуется точечная структура перлита. Строение перлита углеродистых и низколегированных сталей характеризуется по десятибалльной шкале (ГОСТ 1435—74). Баллы 1 и 2 отвечают стали с точечным перлитом и повышенной твердостью, 3—6 — стали с зернистым перлитом, 7—8 — стали с менее однородным крупнозернистым перлитом пониженной твердости, 9—10 — стали с пластинчатым перлитом. Твердость стали возрастает с повышением степени дисперсности перлита и легированности (в особенности кремнием и хромом) ферритной составляющей. Дисперсность перлита влияет на поведение стали при закалке.

Мелкие карбиды (точечные или пластинчатые) быстрее растворяются при нагреве под закалку и не могут эффективно сдерживать рост зерна, в результате чего стали обладают меньшей прочностью и ударной вязкостью и более чувствительны к образованию трещин. По этим причинам эвтектоидные и заэвтектоидные стали металлургические заводы поставляют со структурой зернистого перлита.

Структура сталей, упрочняемых в результате мартенситного превращения и последующего дисперсионного твердения (теплостойкие стали). В результате повышенного легирования (см. рис. 1) перлит содержит мало углерода (0,2—0,3%) и превращение перлита в аустенит ведет к небольшому насыщению γ-твердого раствора углеродом. Оно возрастает при растворении вторичных карбидов при нагреве значительно выше Ac_1.

Перлит в таких сталях зернистый (из-за присутствия большого количества вторичных карбидов), и его дисперсность выше, чем у нетеплостойких сталей. Вследствие этого и присутствия легирующих элементов, растворенных в α-фазе, твердость перлита повышенная.

Дисперсионно-твердеющие быстрорежущие стали с интерметаллидным упрочнением, относящиеся к системе Fe—Co—W—Mo, обладают после отжига структурой, напоминающей зернистый перлит.

При отжиге, проводящимся при температурах на 100—150° С более высоких, чем для быстрорежущих сталей (вследствие повышеных температур $\alpha \rightarrow \gamma$-превращения) в этих сталях происходит распад аустенита на феррит и интерметаллиды по механизму эвтектоидного превращения. Вследствие большого объемного содержания интерметаллидной фазы и высокой легированности феррита кобальтом, твердость этих сталей после отжига повышенная.

Карбидные фазы в инструментальных сталях. По влиянию на структуру и свойства различают карбиды, растворимые в аустените и нерастворимые, или избыточные. К растворимым относятся карбиды, находящиеся в перлите и переходящие в твердый раствор при превращении $П \rightarrow А$, и вторичные карбиды, особенно цементитного типа, а также типа M_7C_3, M_6C и $M_{23}C_6$, растворяющиеся в большей или меньшей степени при более высоких температурах закалки. Влияние растворения подобных карбидов в аустените при нагреве на поведение стали при закалке возрастает с ростом легированности сталей, содержащих небольшое количество углерода в эвтектоиде.

Насыщение аустенита углеродом и легирующими элементами, достигаемое растворением карбидов, обеспечивает повышение прокаливаемости и закаливаемости и создает условия для дисперсионного твердения при отпуске, вызываемого в основном выделением карбидов вольфрама, молибдена, ванадия и в меньшей степени хрома (в присутствии в составе стали вышеуказанных элементов). Основные карбидные фазы инструментальных сталей и их краткая характеристика приведены в табл. 1.

Интерметаллидные фазы в инструментальных сталях. В настоящее время помимо традиционных материалов для режущего и штампового инструмента начинают использовать сплавы (стали) на основе системы Fe—Co—W—Mo с интерметаллидным упрочнением — типа В11М7К23 (ЭП-831), мартенситно-стареющие стали, аустенитные жаропрочные стали и сплавы.

Основной интерметаллидной фазой сплавов Fe—Co—W—Mo является фаза типа $Fe_7W_6(Co_7W_6)$.

Поскольку кобальт и молибден могут полностью замещать соответственно железо и вольфрам, для этих сплавов формула интерметаллидной фазы может быть записана как $(Fe, Co)_7 (W, Mo)_6$.

В этой фазе могут частично присутствовать никель и хром, атомы которых замещают атомы железа. Она имеет ромбическую решетку с периодами, промежуточными между периодами фаз Fe_7W_6 и Co_7W_6 (Co_7Mo_6). Твердость фазы составляет $\sim HV$ 1100.

Помимо этой фазы в меньших количествах в сплавах и низкоуглеродистых сталях близкого состава присутствует фаза типа Fe_2W.

Интерметаллидные фазы более устойчивы к коагуляции при отпуске, чем карбидные, что является одной из причин высокой теплостойкости указанных сплавов. Характеристика интерметаллидных фаз мартенситно-стареющих сталей и аустенитных жаропрочных сталей и сплавов приведена в соответствующих разделах.

Карбидная неоднородность заэвтектоидных инструментальных сталей. В этих сталях избыточные карбиды выделяются из аустенита в объеме зерен и по их границам в интервале $A_{cm}—A_1$ в результате уменьшения растворимости углерода.

При последующей горячей пластической деформации неравномерность распределения карбидов в значительной мере устраняется и при том тем больше, чем выше степень деформации. Достигаемое улучшение этого распределения зависит от химического состава стали. При повышенном содержании (более 1%) вольфрама, молибдена и хрома неоднородность в распределении карбидов выше.

Неоднородность в распределении карбидов характеризуется шестибальной шкалой по ГОСТ 5950—73. Баллы 1, 2 соответствуют равномерному распределению карбидов, баллы 4—6 — наличию разорванной или замкнутой карбидной сетки.

С повышением балла карбидной неоднородности существенно снижаются механические свойства.

Таблица 1. Карбидные фазы инструментальных сталей

Тип фазы	Тип и периоды кристаллической решетки	Плотность, г/см³	Твердость *HV*	Краткая характеристика
M_3C Fe_3C $(Fe, Mn)_3C$ $(Fe, Cr)_3C$ $(Fe, Mn, Cr)_3C$	Ромбическая. Для решетки Fe_3C: $a = 4{,}507$ Å, $b = 5{,}066$ Å, $c = 6{,}724$ Å	7,62	900—1050	Основная фаза нетеплостойких углеродистых и низколегированных сталей. Атомы железа в цементите могут быть замещены атомами Mn, Cr, Mo, W, V соответственно на 100, 18, 1, 0,6 и 0,2%. В результате роста легированности цементита повышается температура растворения перлита при нагреве и уменьшается склонность к коагуляции частиц таких карбидов при отпуске
M_7C_3 Cr_7C_3 $(Cr, Fe)_7C_3$	Гексагональная. Для решетки Cr_7C_3: $a = 4{,}53$ Å, $c = 14{,}01$ Å	6,92	1600—1800	Основной карбид полутеплостойких сталей высокой твердости, содержащих свыше 0,8—1% C и 3—3,5% Cr. Атомы хрома могут быть замещены атомами Fe до 50% и атомами W, Mo, V до 1—12%. При нагреве насыщает аустенит Cr, Mo, W, V. Выделяясь при отпуске (300—500° C), замедляет снижение твердости, особенно при наличии в составе карбида атомов Mo, W, V
$M_{23}C_6$ $Cr_{23}C_6$ $(Cr, Fe, V)_{21}W_2C_6$ $Fe_{21}W_2C_6$ $Fe_{21}Mo_2C_6$	Сложная кубическая. Для решетки $Cr_{23}C_6$: $a = 10{,}60$ Å	6,97	1000—1100	Карбидная фаза полутеплостойких и теплостойких сталей, содержащих менее 0,8—1% C. В карбиде $Cr_{23}C_6$ атомы Fe могут замещать до 30% атомов Cr. При наличии в стали W (Mo) возможно полное замещение атомов хрома. Растворяется при нагреве до 950—1100° C, а при наличии Mo (W) и V — при более высоких температурах. Существенно замедляет снижение твердости при отпуске. В присутствии в составе стали Mo, W, V вызывает дисперсионное твердение мартенсита

Продолжение табл. 1

Тип фазы	Тип и периоды кристаллической решетки	Плотность, г/см³	Твердость *HV*	Краткая характеристика
M_6C Fe_3W_3C Fe_4W_2C Fe_2W_4C	Кубическая. Для решетки Fe_4W_2C: $a = 11{,}04$ Å	12,0—12,3	1200—1300	Основная карбидная фаза быстрорежущих сталей. Присутствует в теплостойких сталях, легированных W и Mo. Атомы W полностью или частично могут быть замещены атомами Mo. Атомы Cr и V замещают в карбиде атомы W (Mo), уменьшая параметр решетки. Растворяется при температуре свыше 1100—1150° C. Образуется при отпуске 650—700° C в результате превращения ранее выделившегося промежуточного карбида M_2C
M_2C W_2C Mo_2C	Гексагональная. Для W_2C: $a = 2{,}992$ Å, $c = 4{,}722$ Å, Для Mo_2C: $a = 3{,}003$ Å $c = 4{,}729$ Å	17,2 для W_2C 9,06 для Mo_2C	1450—1480	Основная фаза — упрочнитель теплостойких инструментальных сталей (быстрорежущих и штамповых). Выделяется при отпуске в интервале температур 400—600° C. Фаза не стабильна; при повышенных температурах отпуска 650—700° C превращается в стабильный карбид M_6C
MC VC V_4C_3	Кубическая. Параметр $a = 4{,}165 \div 4{,}131$ Å в зависимости от содержания углерода (0,87—0,73%)	5,6—5,65	2500—3000	Образуется в нетеплостойкнх сталях уже при небольшом содержании V, так как он практически нерастворим в цементите. В теплостойких и полутеплостойких сталях с карбидами M_6C, M_7C_3 и $M_{23}C_6$ образуется при содержании V свыше 1—1,5%. Атомы V в решетке карбида VC могут быть замещены атомами W, Mo, Cr в количестве соответственно 50, 50, 30%. Карбид VC растворяется при нагреве под закалку только при весьма высоких температурах. Выделяясь при отпуске, вызывает дисперсионное твердение. Вследствие высокой твердости существенно ухудшает шлифуемость сталей

Таблица 2. Связь между распределением карбидов и прочностью быстрорежущей стали Р18 *

Балл карбидной неоднородности	Характеристика распределения карбидов по шкале	Диаметр прутка, мм	Предел прочности при изгибе, кгс/мм², в направлении	
			продольном	поперечном
1	Тонкая полосчатая структура	10—15	330—340	—
2	Полосчатость (с большим числом полос)	15—25	300—320	—
3А	Полосчатость, более сильно выраженная	25—40	280—300	—
3Б	Остатки разорванной карбидной сетки	25—40	240—270	—
4А	Полосчатость, резко выраженная	40—60	240—270	—
4Б	Сетка, слабо выраженная, разорванная	40—60	240—270	—
5А	Грубая полосчатость	60—75	230—250	180—200
5Б	Сетка, явно выраженная, разорванная	60—75	230—250	180—250
6А	Полосчатость грубая, резко выраженная, и скопления карбидов	70—90	180—190	150—160
6Б	Сетка, явно выраженная, разорванная, крупные скопления карбидов	70—90	180—190	150—160
7	Сетка, разорванная в отдельных участках, скопления карбидов	80—100	160—170	—
8	Сетка, малодеформированная, разорванная, и скопления карбидов	90—110	120—140	—

* Закалка на зерно балла 10 и отпуск при 560° С 3 раза.

Карбидная неоднородность ледебуритных инструментальных сталей. Избыточные карбиды входят в состав эвтектики, образующейся по границам зерен аустенита или δ-феррита.

Литая сталь из-за присутствия эвтектики имеет высокую хрупкость и низкую прочность. Существенное улучшение структуры и прочностных свойств достигается после горячей деформации с обжатием (выше 90%).

Форму, расположение и распределение эвтектических карбидов характеризуют баллом карбидной неоднородности. Для вольфрамовых и для вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей существуют две восьмибалльные шкалы (ГОСТ 19265—73), определяющие карбидную неоднородность. Для высокохромистых ледебуритных сталей (ГОСТ 5950—73) имеется 10-балльная шкала, близкая для баллов 2—9 к шкале карбидной неоднородности вольфрамовых быстрорежущих сталей.

Карбидная неоднородность оказывает существенное влияние на прочностные свойства деформированной стали после закалки и отпуска. По мере увеличения балла карбидной неоднородности прочностные свойства ухудшаются (табл. 2). Это приводит к снижению стойкости инструмента в результате выкрашивания режущей кромки или его поломки.

Пути уменьшения карбидной неоднородности ледебуритных инструментальных сталей. Существуют три основных пути уменьшения карбидной неоднородности.

1. Увеличение скорости кристаллизации расплавленной стали. Этот путь самый перспективный, поскольку позволяет существенно уменьшить толщину эвтектической сетки (например, при электрошлаковом переплаве) или вообще устранить ее образование, как это наблюдается у сталей, полученных прессованием порошков (гранул) из распыленного жидкого металла.

2. Повышение степени деформации и изменение характера деформирования (например, прессованием литой стали).

3. Применение высокотемпературного гомогенизирующего отжига. При этой обработке у быстрорежущих сталей почти полностью устраняется эвтектическая сетка, но увеличиваются размеры избыточных карбидов.

Влияние неоднородности (в размерах) карбидов на свойства инструментальных сталей. В зависимости от состава стали и способа производства размеры

наиболее крупных (избыточных) карбидов ледебуритных быстрорежущих и высокохромистых сталей могут сильно различаться — от 1—3 до 20—25 мкм и более.

Крупные карбиды менее эффективно задерживают рост зерна, слабее связаны с матрицей и быстрее выкрашиваются в рабочей кромке инструмента при эксплуатации. При увеличении размеров карбидов с 8—10 до 15—20 мкм наблюдается снижение стойкости инструмента до двух раз в тех случаях, когда радиус закругления режущей кромки соизмерим с размерами крупных карбидов и когда инструмент работает с малыми толщинами среза.

Наиболее эффективный путь уменьшения размеров карбидов — изготовление сталей посредством прессования порошков, полученных распылением расплавленного металла. В этом случае размеры карбидов не превышают 1—3 мкм. Быстрорежущие стали, полученные этим способом, обладают повышенными механическими свойствами, стойкостью и шлифуемостью.

2. ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Предварительная термическая обработка проводится с целью получения оптимальных структуры и свойств в исходном состоянии.

Отжиг. Задача отжига — перекристаллизация для измельчения зерна и получения структуры зернистого перлита. Эта структура обеспечивает низкую твердость, хорошую обрабатываемость резанием и лучшие свойства при последующей закалке. Такой отжиг устраняет опасность образования нафталинистого излома у быстрорежущих сталей.

У некоторых заэвтектоидных сталей отжиг при определенных условиях устраняет карбидную сетку. Отжигу подвергают кроме заготовок сварные инструменты, а также закаленные, если закалка была выполнена неправильно.

Температуры нагрева должны быть лишь немного выше Ac_1, чтобы сохранить нерастворенной большую часть избыточных карбидов и получить структуру зернистого перлита.

Эвтектоидные и близкие к ним стали, имеющие мало избыточных карбидов, отжигают при более низких температурах.

Легированные стали, карбиды которых растворяются лишь при повышенных температурах, приобретают структуру зернистого перлита после отжига в более широком интервале температур нагрева.

Обработка для устранения крупнозернистости. После горячей пластической деформации (особенно в случае ковки при высоких температурах), если степень уковки была меньше 3, в заготовках больших сечений (диаметром или стороной больше 80—100 мм) часто наблюдается разнозернистость или однородное крупное зерно балла 5—7. В этом случае с целью перекристаллизации и рекристаллизации аустенита отжиг поковок из легированных и особенно высоко легированных сталей рекомендуется проводить с двойным нагревом: сначала при 1000—1050° С, а затем при 900—950° С. Возможна и другая обработка. Поковки диаметром до 400 мм из этих сталей нагревают до 650° С, выдерживают 4—5 ч, продолжают нагрев до 950—960° С, охлаждают до 100° С, нагревают до 840—860° С, выдерживают 8—10 ч и медленно охлаждают до комнатной температуры.

Обработка для предупреждения образования флокенов. К образованию флокенов чувствительны заэвтектоидные и доэвтектоидные стали, главным образом полутеплостойкие повышенной вязкости, легированные никелем (5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНСВ и др.). Замедленное охлаждение кованого или прокатанного металла крупного профиля в отапливаемых колодцах (20—25 ч для проката диаметром 80—130 мм и до 40—50 ч для проката большого сечения) практически полностью предупреждает образование флокенов.

Стали, легированные повышенным количеством хрома, ванадия, молибдена, мало чувствительны, а быстрорежущие вообще нечувствительны к образованию флокенов, и по этой причине в инструментальных теплостойких сталях флокены, как правило, не наблюдаются.

3. ЗАКАЛКА ИНСТРУМЕНТА. ТРЕБОВАНИЯ К СТРУКТУРЕ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

Температура закалки инструмента зависит от механизма упрочнения стали, который, в свою очередь, определяется ее составом и структурой.

Стали, упрочняемые в результате мартенситного превращения или мартенситного превращения с дисперсионным твердением, закаливают соответственно с температур, обеспечивающих достаточно полное насыщение аустенита углеродом или углеродом и легирующими элементами.

Вместе с тем для всех этих случаев существует еще одно единое требование — температура закалки должна быть такой, чтобы прочностные свойства и сопротивление разрушению, определяемые в значительной мере величиной зерна, были на достаточно высоком уровне (т. е. необходимо, чтобы величина зерна была достаточно малой).

Для инструментальных сталей применяют несколько видов закалки.

Непрерывная закалка. Закалку этого вида применяют в основном для инструмента из углеродистых и низколегированных сталей, обладающих малой устойчивостью переохлажденного аустенита и требующих вследствие этого ускоренного охлаждения, а также для инструмента относительно простой формы, изготовленного из инструментальных сталей повышенной и высокой прокаливаемости. В зависимости от прокаливаемости стали, а также диаметра инструмента охлаждение осуществляют в воде или водных растворах солей и щелочей, а также в масле. Недостатком этого вида закалки является возникновение повышенных внутренних напряжений, что может в отдельных случаях вызвать сильное коробление или образование трещин.

Ступенчатая закалка. Такую закалку применяют для инструмента сложной формы в основном из сталей повышенной и высокой прокаливаемости, а также для тонкого инструмента из сталей небольшой прокаливаемости. Инструмент охлаждают в горячих средах, а затем на воздухе. Это замедляет скорость охлаждения в интервале мартенситного превращения, уменьшает напряжения, деформацию и опасность образования трещин. Температура горячих сред должна быть выше температуры начала мартенситного превращения, а время выдержки достаточным для выравнивания температуры по сечению инструмента, так чтобы не успело начаться бейнитное превращение.

Обычно температуры горячих сред составляют 160—200° С для низколегированных инструментальных сталей и 500—630° С для быстрорежущих сталей. В качестве горячих сред применяют расплавы солей.

Светлая закалка. Закалка этого вида представляет разновидность ступенчатой закалки. При светлой закалке состав охлаждающей смеси (обычно используют расплавы щелочей с добавлением воды) подбирают таким образом, чтобы поверхность инструмента после охлаждения была чистой и имела светло-серый цвет.

Неполная изотермическая закалка. Такую закалку применяют при необходимости получения достаточно высокой твердости. В этом случае инструмент в процессе охлаждения выдерживают при температуре лишь немного выше точки $M_н$ с тем, чтобы бейнитное превращение прошло в ограниченной степени. Неполную изотермическую закалку целесообразно применять для штампов сложной формы из сталей 9ХС, ХВСГ.

Полная изотермическая закалка. Ее применяют в том случае, когда допустима пониженная твердость (*HRC* 52—55). Получаемая структура — нижний бейнит и остаточный аустенит. Полную изотермическую закалку применяют преимущественно для деревообрабатывающего инструмента и некоторых штампов и пресс-форм.

Основными преимуществами изотермической закалки являются уменьшение деформации (вследствие образования повышенных количеств остаточного аустенита и меньшей величины внутренних напряжений), а также повышение вязкости.

Прерывистая закалка. Закалку этого вида применяют для предупреждения образования трещин в инструменте сложной формы из сталей небольшой прокаливаемости, требующих охлаждения в воде, и в крупном инструменте из сталей повышенной прокаливаемости.

Закалку выполняют так, чтобы мартенситное превращение происходило только частично. Изделие охлаждают до 90—100° С (т. е. на 75—100° С ниже точки $M_н$). Для этого инструмент из углеродистых и низколегированных сталей выдерживают в воде или в водных растворах солей и щелочей 5—10 с до потемнения поверхности, а инструмент из легированных сталей — в масле от 30—60 с до 10—15 мин (и больше) в зависимости от сечения изделия. Затем, не допуская дальнейшего охлаждения, инструмент переносят в горячие среды (170—180° С) для снятия возникших напряжений и частичного отпуска полученного мартенсита. При этом инструмент небольшого сечения выдерживают 2—5 мин, а более крупный — в зависимости от размеров — 30—60 мин. После этого его охлаждают на воздухе для образования мартенсита из непревратившегося ранее аустенита и подвергают отпуску для снятия напряжений.

Закалка в штампах. Такую закалку применяют для предупреждения деформации (коробления) преимущественно длинного или плоского инструмента.

Закалка при индукционном нагреве. Закалку этого вида применяют для инструмента, который должен иметь закаленный слой определенной толщины (метчиков, напильников, вытяжных штампов и т. д.) или высоты (ножовочных полотен, некоторого слесарно-монтажного инструмента). При этом производительном способе нагрева обеспечивается большая стабильность свойств в разных партиях инструмента, поскольку процесс легко автоматизируется, уменьшаются обезуглероживание и окисление благодаря малой продолжительности нагрева.

Для такой закалки наиболее пригодны низколегированные стали, менее чувствительные к перегреву и получающие по сравнению с углеродистыми более равномерную твердость закаленного слоя при охлаждении в воде.

Применение легированных сталей повышенной и высокой производительности целесообразно, если необходимо использовать их лучшую закаливаемость, чтобы уменьшить деформацию инструмента и получить возможность охлаждать его в масле, горячих средах или на воздухе.

Закаливаемость и прокаливаемость инструментальных сталей. Методы определения. Закаливаемость доэвтектоидных углеродистых инструментальных сталей при охлаждении в обычной среде (вода 20° С) зависит от содержания углерода (они получают высокую твердость $HRC \geqslant 60$ при содержании углерода свыше 0,6%). Закаливаемость заэвтектоидных и ледебуритных инструментальных сталей, определяется от степени насыщения аустенита углеродом при нагреве под закалку. Содержание углерода в этих сталях неоднозначно определяет закаливаемость, поскольку состав аустенита при нагреве под закалку из-за присутствия избыточных карбидов не соответствует составу стали.

Прокаливаемость нетеплостойких инструментальных сталей (особенно углеродистых и низколегированных) — очень чувствительное свойство. Она относительно невелика и может заметно изменяться у разных плавок одной марки, что сказывается на качестве инструмента.

Прокаливаемость полутеплостойких и теплостойких инструментальных сталей значительно выше, чем нетеплостойких, что объясняется их высокой легированностью.

Колебания в прокаливаемости разных плавок одной марки не очень значительны и мало влияют на качество инструмента

Определение прокаливаемости малопрокаливающихся инструментальных сталей (углеродистых и низколегированных). Эти стали (У7—У13, 9ХФ, 11ХФ, 13Х и др.) прокаливаются в толщинах до 8—15 мм при резком охлаждении (в воде). На металлургических заводах прокаливаемость устанавливают по виду излома закаленных образцов или измерением твердости в поперечном сечении.

Отожженные образцы сечением 20×20 и длиной 60—100 мм с надрезом глубиной 3 мм посредине нагревают на 760, 800 и 840°С с выдержкой после прогрева 20 мин при 760 и 800° С и 15 мин при 840° С и охлаждают в воде (температура 10—25° С).

Прокаливаемость определяют по шестибалльной шкале по ГОСТ 1435—74 (рис. 2). Получаемый балл указывают в сертификате плавки.

На машиностроительных заводах прокаливаемость определяют в случаях, если сталь подвергли дополнительной ковке и отжигу или если она предназначена для крупного инструмента диаметром или стороной более 25 мм. Диаметр (сто-

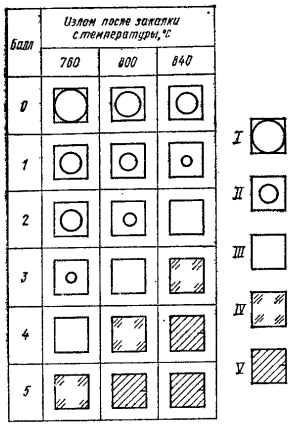


Рис. 2. Определение прокаливаемости малопрокаливающихся сталей на образцах со стороной квадрата 20 мм (по ГОСТ 1435—74):

I — незакаленный; *II* — вязкая сердцевина; *III* — сквозная прокаливаемость; *IV* — перегрев; *V* — трещины и перегрев

роиа) образцов должен быть близким к диаметру соответствующего инструмеита, а отношеиие длины к диаметру должио быть ие менее 3 : 1. Углеродистую сталь нагревают до 800—820° С, иизколегированиую до 820—840° С. Плавки, у которых толщииа закаленного слоя менее 15 мм, мало пригодны для инструмеита диаметром более 20 мм.

Определение прокаливаемости инструментальных сталей повышенной прокаливаемости. Эти инструментальные стали (ХВСГ, ХВГ, 9ХС, 6Х3ФС, 6ХВ2С, 5ХВ2С, 7Х3 и др.) прокаливаются в сечении до 50—80 мм при охлаждении в масле или горячих средах. Из-за сложиости поломки или разрезки образцов большого сечеиия прокаливаемость определяют методом торцовой закалки.

Прокаливаемость доэвтектоидных инструментальных сталей определяют по методике, разработанной для конструкционных сталей (ГОСТ 5657—69). Прокаливаемость заэвтектоидных и эвтектоидных инструментальных сталей определяют следующим образом: 1) измеряют характеристическое расстояние от закаленного торца до зоны с твердостью *HRC* 60; 2) по этому расстоянию в табл. 3 находят предельный диаметр образца, получающего в сердцевине твердость *HRC* 60.

Прокаливаемость в горячих средах (расплавленных солях) зависит от их температуры и количества добавленной воды. Скорость охлаждения в горячих средах (с температурой 200—170° С), ие содержащих воды, почти равна скорости охлаждения в масле (20—50° С) в интервале 700—650° С и несколько меньше в интервале 600—400° С. При добавлении воды она значительно возрастает.

Определение прокаливаемости высокопрокаливающихся сталей. Высокопрокаливающиеся стали закаливаются при охлаждении на воздухе в сечениях до 100 мм и более, вследствие чего метод торцовой закалки для них не применим. Для оценки прокаливаемости этих сталей разработаны методы, основанные на тепловом моделировании. Исследуемый образец может отдавать теплоту только через торцы. С других сторон его окружают теплоизоляционным слоем (например, асбестом).

Таблица 3. Прокаливаемость и закаливаемость заэвтектоидных сталей при охлаждении в масле в зависимости от характеристического расстояния

Характеристическое расстояние, мм, до зоны с твердостью *HRC* 60	Предельный диаметр цилиндра с твердостью *HRC* 60, мм	
	в сердцевине (прокаливаемость)	на расстоянии 0,5 мм от поверхности (закаливаемость)
7	16	23
8	20	37
10	30	60
12	40	82
14	50	—
16	60	—
18	70	—

Для определения прокаливаемости применяют образцы сечением 20 × ×20 мм. Длину образца выбирают равной толщине плиты, прокаливаемость которой нужно определить. Приспособление и образец нагревают соответствующее время при температуре закалки, после чего образец помещают в приспособление и охлаждают на воздухе. Поскольку охлаждение образца происходило только через незакрытые асбестом торцы, распределение твердости по длине образца соответствует распределеиию твердости по сечению плиты.

Метод можно использовать для определения прокаливаемости плиты большой толщины при охлаждении в масле или воде. В этом случае изменяют толщиину изоляции, а торцы образца охлаждают водой или маслом, подаваемым через специальные наконечники.

Таблица 4. Влияние величины зерна на прочность при изгибе некоторых инструментальных сталей

Марка стали	Предел прочности при изгибе, кгс/мм², при балле зерна					
	11	10—11	10	9—10	9	9—8
У8 *	—	200	180	140	—	110
У11 *	—	220	200	170	140	—
11Х *	—	220	210	180	—	—
Х12М **	240	—	210	—	180	—
Р6М5 ***	—	350	—	310	290	240

* Закалка от 780—840° С, отпуск при 150° С 1 ч.
** Закалка от 1000—1100° С, отпуск иа твердость *HRC* 60—62.
*** Закалка от 1220—1270° С, отпуск при 560° С 3 раза по 1 ч.

Зерно инструментальных сталей. Его влияиие иа свойства. Зерно аустенита, полученное при нагреве, в значительиой мере определяет прочность и сопротивление разрушению ииструментальных сталей после закалки и отпуска. Границы бывших зерен аустенита сохраняются в закаленной и отпущеиной стали и служат барьерами, задерживающими распространение трещины, которая возникает и развивается в процессе разрушения.

Величина зерна определяется температурой нагрева выше Ac_1. Влияние выдержки проявляется в менее сильной степени. Рост зерна при нагреве задерживается карбидами. Вследствие этого заэвтектоидные и особеино ледебуритные стали сохраняют мелкое зерно при высоких температурах, если еще ие наступает растворение большей части карбидов.

Прочиость и удариая вязкость сталей зависят не только от размеров зериа аустенита, но и от состояния пограничных слоев этих зерен.

Влияние величины зерна на прочностные свойства доэвтектоидных, заэвтектоидных и ледебуритных сталей примерно аналогично: с повышением величины зерна свыше балла 9—10 наблюдается снижение указанных свойств (табл. 4).

Прокаливаемость стали возрастает с увеличением зерна — значительнее для малопрокаливающихся сталей и меньше для сталей повышенной и особенно высокой прокаливаемости.

Примерно аналогично влияние величины зерна на теплостойкость. Однако надо учитывать, что при температурах нагрева, вызывающих относительно небольшой рост зерна, достигается значительное растворение карбидов и насыщение аустенита легирующими элементами, а следовательно, и лучшая теплостойкость. Увеличение температуры закалки, хотя и повышает теплостойкость, но из-за роста зерна приводит к существенному сиижению прочности и сопротивления разрушению.

Качество термической обработки (закалки) удобио контролировать по величине зерна. Можно при этом руководствоваться правилом, что чем больше карбидов в структуре стали и чем больше их растворилось в аустените и выделилось при отпуске, особенно при температурах дисперсионного твердения, тем меньше должна быть величииа зерна. Значительный опыт промышленности показывает, что лучший комплекс свойств в инструменте создается при величине зериа балла 9—11 (табл. 5).

Целесообразны небольшие отклонения в сторону немного более крупиого зерна (меньшего балла) для получения большей теплостойкости сталей, предиаз-

Таблица 5. Рекомендуемая величина зерна (балл) для инструментальных сталей различных классов и назначений

Балл зерна	Класс стали и практические рекомендации
9	Углеродистые и низколегированные нетеплостойкие штамповые стали с небольшим количеством карбидов, вольфрамомолибденовые быстрорежущие стали обычной производительности, из которых изготовляют крупный инструмент относительно простой формы
10	Быстрорежущие стали обычной производительности, теплостойкие штамповые стали, углеродистые и низколегированные нетеплостойкие стали, полутеплостойкие стали
11	Быстрорежущие стали повышенной производительности (кобальтовые, ванадиевые), а также быстрорежущие стали обычной производительности (если они применяются для мелкого инструмента или же крупного инструмента сложной формы); стали для инструмента, работающего с повышенными динамическими нагрузками
12	Быстрорежущие стали, полученные прессованием порошков (гранул) из распыленных расплавленных сталей

наченных для работы при нагреве без динамических нагрузок или, напротив, меньшего зерна при работе в условиях повышенных динамических нагрузок и напряжений.

Влияние строения и свойств матричной фазы (мартенсита) на свойства инструментальных сталей. Твердость мартенсита закаленных инструментальных сталей определяется содержанием в нем углерода (рис. 3). У заэвтектоидных и ледебуритных сталей оно ниже общего содержания углерода в самой стали, поскольку при нагреве до температуры закалки структура состоит из аустенита и избыточных карбидов. Чем больше в структуре стали с данным содержанием углерода нерастворенных карбидов, тем меньше доля углерода и легирующих элементов, фиксируемых, в мартенсите. Если при охлаждении из аустенита могут выделиться карбиды, то содержание углерода в мартенсите будет меньше.

У углеродистых и низколегированных нетеплостойких сталей концентрация углерода в мартенсите составляет соответственно 0,7—0,9 и 0,55—0,65%, а у быстрорежущих сталей 0,5—0,6%.

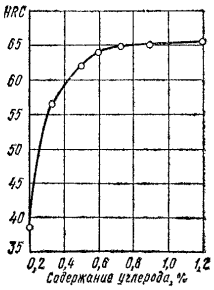


Рис. 3. Влияние содержания углерода на твердость закаленной стали (образцы диаметром 5 мм; закалка в воде)

Свойства закаленной стали зависят от размера кристаллов мартенсита, определяемых величиной зерна аустенита. В сталях, сохранивших при нагреве более мелкое зерно аустенита, кристаллы мартенсита также мельче; они представлены в виде трудно различимых в микроскопе пластин. Такой мартенсит называют скрытокристаллическим. В сталях с крупным зерном аустенита образуются более крупные пластины мартенсита (крупноигольчатый мартенсит). Карбиды сохранившиеся или выделившиеся в объеме зерен аустенита, служат препятствием для образования крупных кристаллов мартенсита.

Прямой количественной зависимости между размером зерна и протяженностью мартенситных кристаллов нет. Так, при увеличении диаметра зерна в 4 раза длина мартенситных кристаллов увеличивается лишь в 1,5 раза.

Морфология и субструктура мартенсита зависят от концентрации углерода и легирующих элементов в аустените, определяющих положение мартенситных точек. У сталей с повышенными точками начала и конца мартенситного превращения образуется реечный (массивный) мартенсит, а с пониженными — пластинчатый, двойникованный мартенсит.

Реечный (массивный) мартенсит обладает по сравнению с пластинчатым (двойникованным) более высоким сопротивлением развитию хрупкой трещины.

Напряжения, возникающие при мартенситном превращении, сильно снижают пределы прочности и упругости, ударную вязкость и сопротивление разрушению закаленной стали. Уменьшение скорости охлаждения в интервале мартенситного превращения повышает эти свойства. Так, прочность закаленной углеродистой стали, охлажденной в масле и воде, составляет соответственно 194 и 102 кгс/мм².

Остаточный аустенит инструментальных сталей. Его влияние на свойства. Остаточный аустенит фиксируется в структуре закаленных сталей, содержащих более 0,4—0,5% С. Количество остаточного аустенита зависит от его состава, получаемого при нагреве до температуры закалки, условий охлаждения и в меньшей степени от величины зерна. Состав остаточного аустенита определяет его устойчивость при последующем отпуске. Он почти полностью превращается в результате нагрева при 200—350° С нетеплостойких углеродистых и низколегированных сталей и при 500—580° С теплостойких штамповых и быстрорежущих сталей. У полутеплостойких сталей с 6—18% Сг он устойчив до 450—500° С, вследствие чего практически полностью сохраняется при обработке на первичную твердость. Точно также он почти полностью сохраняется в структуре нетеплостойких многих полутеплостойких сталей после отпуска на высокую твердость и может значительно влиять на их основные свойства и почти не сохраняется в теплостойких и полутеплостойких сталях, обрабатываемых на вторичную твердость. Количество остаточного аустенита, присутствующего в инструментальных сталях различных классов после закалки, приведено ниже.

Остаточный аустенит в инструментальных сталях может превращаться (в небольших количествах: 2—5%) при 20° С, но при очень длительных выдержках даже при отсутствии заметных нагрузок.

При охлаждении до нижнего предела климатических температур (до —60° С) в инструментальных сталях превращается до 80—90% остаточного аустенита. Выдержка закаленной стали при +20° С или предварительный отпуск вызывают стабилизацию аустенита, заключающуюся в том, что при последующем охлаждении до низких температур превращается уже меньшее количество аустенита.

	Количество аустенита, %
Нетеплостойкие стали высокой твердости:	
небольшой прокаливаемости (У7—У13, 11ХФ, 13Х, В2Ф, ХВ4)	3—4
повышенной прокаливаемости (Х, ХВГ, 9ХС, ХВСГ)	8—15
высокой прокаливаемости (7ХГ2ВМ, 7ХГНМ)	15—20
Нетеплостойкие стали повышенной вязкости:	
небольшой прокаливаемости (У7, 7ХФ)	2—5
повышенной прокаливаемости (6Х3ФС, 6ХС, 6ХВ2С, 7Х3)	10—25
Полутеплостойкие стали:	
высокой твердости (Х6ВФ, Х12Ф1, Х12М, Х12) при закалке на первичную твердость	10—15
то же, на вторичную твердость	30—50
коррозионно-стойкие (95Х18, Х18МФ, Х14М)	20—50
Теплостойкие стали:	
высокой твердости — быстрорежущие (Р18, Р12, Р6М5, Р6М5К5, Р9М4К8, Р12Ф3 и др.	20—35
повышенной вязкости — штамповые (3Х2В8Ф, 4Х5МФС, 4Х5В2ФС, 3Х3М3Ф, 5Х3В3МФС, 2Х6В8М2К8)	3—10

Присутствуя в структуре, остаточный аустенит снижает следующие характеристики: твердость на 0,5—2 единицы *HRC* при содержании его от 6 до 18%; предел текучести — примерно на 5 кгс/мм² на каждый процент аустенита; предел прочности при содержании аустенита свыше 10—15% на 2—3 кгс/мм² на каждый процент аустенита.

При наличии остаточного аустенита снижается стабильность размеров инструментов из-за самопроизвольного его превращения в процессе длительной эксплуа-

тации ухудшается шлифуемость, так как при содержании аустенита свыше 10—12% возрастает чувствительность к образованию шлифовочных трещин даже при небольших отклонениях режима шлифования. При содержании аустенита свыше 25% ухудшается чистота шлифуемой поверхности.

С повышением количества остаточного аустенита, достигаемым изменением условий охлаждения при закалке (различные температуры изотермической выдержки), уменьшаются напряжения и деформации по сравнению с получаемыми при непрерывной закалке, повышается ударная вязкость (до 1,5—2 раза), особенно у сталей, обрабатываемых на относительно невысокую твердость (*HRC* 52—55).

Различным образом проявляется влияние аустенита на износостойкость. Повышение количества аустенита, по некоторым данным, снижает опасность выкрашивания и сколов рабочей кромки. Кроме того, превращение некоторого количества аустенита в поверхностном слое под действием напряжений в мартенсит повышает износостойкость, но может вызвать и снижение сопротивления разрушению. Поэтому при оценке его влияния не может быть однозначного решения.

4. ОТПУСК ИНСТРУМЕНТА. ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Отпуск ииструментальных сталей, упрочняемых в результате мартеиситного превращения (нетеплостойкие стали). Температуры отпуска нетеплостойких сталей пониженные (120—220° С), что объясняется необходимостью сохранения высокой твердости инструментов. Лишь при необходимости работы инструмента при динамических нагрузках их повышают до 300—350° С.

Для уменьшения уровня остаточных напряжений обычно достаточен отпуск при 150—180° С в течение 60 мин (рис. 4) или более длительный при 120—130° С. Для предупреждения образования трещин, вызываемых напряжениями, отпуск выполняют немедленно после закалки.

Механические свойства сталей изменяются неодинаково в зависимости от превращений, протекающих при отпуске, а следовательно, от его температуры. Твердость сталей при отпуске до 200° С снижается на *HRC* 1—3 в результате частичного распада мартенсита и сохраняется на уровне *HRC* 60 (рис. 5). Ее снижение вследствие уменьшения содержания углерода в мартенсите лишь слабо задерживается выделением ε-карбида и происходит почти одинаково интенсивно во всех сталях. Легирующие элементы относительно мало влияют на эту стадию. Только кремний при содержании 0,8—1% задерживает распад мартенсита, но при более высоких температурах (200—300° С). В связи с этим стали, легированные кремнием, сохраняют твердость *HRC* 60 при нагреве до 250—270° С (рис. 5). Интенсивное снижение твердости наступает при отпуске выше 250—270° С из-за

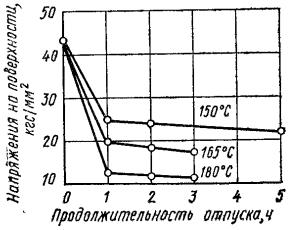


Рис. 4. Влияние отпуска на остаточные напряжения в поверхностном слое стальных образцов размером 10 × × 10 × 60 мм (закалка с 850° С в масле)

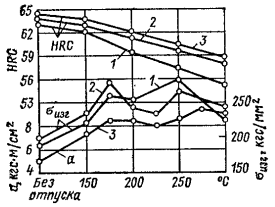


Рис. 5. Механические свойства некоторых инструментальных сталей в зависимости от температуры отпуска: *1* — Х; *2* — ХВСГ; *3* — 9ХС

усиления коагуляции карбидов и значительного уменьшения содержания углерода в мартенсите (рис. 5).

В процессе отпуска прочность и ударная вязкость стали возрастают вследствие уменьшения концентрации углерода в мартенсите и снятия напряжений, снижающих склонность стали к хрупкому разрушению (рис. 5). В связи с этим в результате отпуска больше повышается прочность сталей, закаленных с охлаждением в воде, чем закаленных в масле или в горячих средах, и имеющих меньшие напряжения (табл. 6).

Таблица 6. Влияние условий охлаждения и отпуска на прочность углеродистой стали с 0,84% С

Среда охлаждения	Термическая обработка	*HRC*	$\sigma_{изг}$, кгс/мм²
Вода	Закалка	64	102
	Отпуск	63	190
Масло	Закалка	62,5	164
	Отпуск	62	196

* Образцы толщиной 4 мм. Отпуск 150° С 1 ч.

Превращение остаточного аустенита происходит выше температур заметного снижения твердости (при 200—240° С), поэтому в нетеплостойких сталях после отпуска при 150—180° С он сохраняется почти полностью и, превращаясь при хранении или эксплуатации инструмента, может вызывать изменение его размеров.

Режимы отпуска. Низкие температуры отпуска (100—130° С) назначают для инструмента, работающего при повышенном изнашивании, но почти без динамических нагрузок (штампового и режущего инструмента из сталей высокой твердости, измерительного инструмента, бритв), которые должны обладать высокой твердостью.

Отпуск при 150—180° С устанавливают для большинства металлорежущих и некоторых деревообрабатывающих инструментов, работающих с небольшими ударными нагрузками, которые должны обладать твердостью *HRC* 61—63.

Отпуск при 200—240° С, снижающий твердость до *HRC* 57—58, применяют главным образом для штампов, деформирующих мягкие материалы.

Отпуск ииструментальных сталей, упрочняемых в результате мартенситиого превращения и дисперсионного твердения (теплостойкие стали). Цель отпуска инструментов из этих сталей заключается в обеспечении одновременно высокой твердости и теплостойкости.

Изменение твердости в зависимости от температуры отпуска наиболее характерной стали этого типа (быстрорежущей Р18) показано на рис. 6.

В сталях этого класса в зависимости от температуры отпуска проходят различные процессы.

1. Обеднение мартенсита углеродом и в некоторой степени легирующими элементами (незначительное), выделение и коагуляция цементитного карбида (150—300° С), в состав которого могут входить хром, вольфрам, молибден (рис. 7). В результате этого отпуска понижается твердость, но возрастают прочность и ударная вязкость, что является следствием снижения склонности к хрупкому разрушению в результате уменьшения концентрации углерода в мартенсите и снятия возникших при закалке напряжений.

2. Распад мартенсита и образование специальных карбидов (400—600° С). В настоящее время наиболее широко распространена точка зрения, что упрочнение при отпуске сталей этого класса происходит в основном за счет выделения карбидов типа M_2C. Это положение находит подтверждение при рентгенографических и электронно-микроскопических исследованиях фаз, выделяющихся при отпуске.

В результате выделения дисперсных карбидов при 550—600° С твердость быстрорежущей стали возрастает до максимального значения; одновременно повышается предел прочности. Пластичность и вязкость стали при этом снижаются (см. рис. 6). Более высокий отпуск (600—650° С) усиливает выделение карбидов и их коагуляцию, вызывает еще большнй распад мартенсита (рис. 7) и снижает твердость. Прочность и ударная вязкость при этом также несколько снижаются.

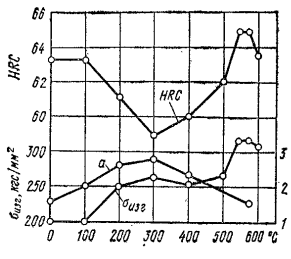


Рис. 6. Влияние температуры отпуска на изменение твердости, прочности при изгибе и ударной вязкости быстрорежущей стали Р18, закаленной с 1280° С

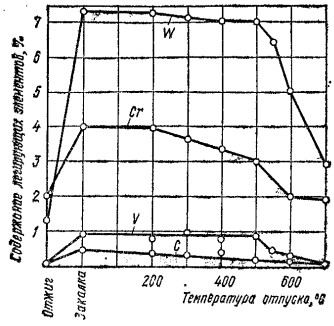


Рис. 7. Влияние температуры отпуска на содержание легирующих элементов в твердом растворе быстрорежущей стали Р18, закаленной с 1280° С в масле

Дисперсионно-твердеющие быстрорежущие сплавы системы Fe—Co—W—Mo упрочняются при отпуске в интервале температур 550—600° С в результате выделения интерметаллидов типа $(Fe, Co)_7 (W, Mo)_6$. Вследствие отсутствия в них остаточного аустенита дается однократный отпуск продолжительностью 2—3 ч. Эти сплавы обладают повышенной теплостойкостью по сравнению с быстрорежущими сталями из-за более высокой устойчивости интерметаллидов против коагуляции и повышенных (примерно на 100° С) температур $\alpha \rightarrow \gamma$-превращения.

3. Распад остаточного аустенита. Остаточный аустенит теплостойких сталей (штамповых и быстрорежущих) из-за высокой легированности весьма устойчив и превращается лишь в результате отпуска выше 500° С. Во время выдержки при 500—600° С из аустенита выделяется часть углерода и легирующих элементов в виде карбидов. Так, для стали состава 1,25% С, 5% W, 4% Cr, 4% Mo, 1,5% V после закалки с 1215° С и отпуска при 560° С 24 ч период решетки аустенита уменьшается с 3,617 до 3,606 Å. Обедненный аустенит превращается в мартенсит при охлаждении. Температура начала мартенситного превращения остаточного аустенита повышается тем сильнее, чем больше была выдержка или температура отпуска, т. е. чем больше был обеднен остаточный аустенит.

Для более полного превращения остаточного аустенита отпуск быстрорежущих сталей необходимо повторять 2—4 раза в зависимости от состава стали. Наибольшее количество остаточного аустенита превращается при первом отпуске. Положительная роль многократного отпуска, применяемого для быстрорежущих сталей, состоит в том, что он повышает сопротивление пластической деформации из-за более полного превращения остаточного аустенита. Кроме того, многократный отпуск снимает напряжения, созданные закалкой и превращением остаточного аустенита в мартенсит.

У штамповых сталей остаточный аустенит содержится в меньших количествах и практически полностью распадается в результате однократного отпуска.

В настоящее время для повышения твердости и механических свойств быстрорежущие и штамповые стали рекомендуют подвергать вначале отпуску при 350° С, а затем при обычных температурах. Полагают, что выделившиеся при отпуске 350° С цементитные карбиды обеспечивают более равномерное и дисперсное выделение упрочняющих карбидов при последующем нормальном отпуске, что и обеспечивает повышение вышеуказанных свойств.

5. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ В ПОВЕДЕНИИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ОКОНЧАТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Деформация при термической обработке инструмента[1]. Деформация инструмента вызывается изменением объема при мартенситном превращении и возникновением упругой (пластической) деформации вследствие градиента температур при охлаждении и неоднородного протекания мартенситного превращения по объему. Первое удобно характеризовать изменением линейных размеров, второе — угловых. Изменения линейных размеров обратимы (они частично уменьшаются при отпуске). Изменения угловых размеров необратимы и должны устраняться шлифованием и правкой.

Величина деформации, которую удобно характеризовать изменением длины образцов (l = 100 мм, d = 10 мм), зависит от содержания углерода в мартенсите и количества остаточного аустенита. Эта деформация увеличивается при повышении содержания углерода в мартенсите вследствие возрастания его удельного объема и уменьшается вследствие присутствия в структуре остаточного аустенита, имеющего меньший удельный объем, чем мартенсит или перлит.

Влияние структуры на изменение линейных размеров одних и тех же образцов из некоторых распространенных инструментальных сталей показано в табл. 7.

Различия в структуре исходной металлической основы стали (перлит, сорбит, троостит, бейнит, мартенсит) мало влияют на деформацию, получаемую при окончательной закалке. Однако в случае присутствия в стали более дисперсной исходной структуры (бейнита или мартенсита) в результате более интенсивного насыщения твердого раствора при нагреве для закалки деформация инструмента из углеродистых и легированных сталей несколько возрастает.

На величину деформации при закалке значительно влияет присутствие карбидной фазы. У сталей, имеющих много избыточных карбидов и в первую очередь ледебуритных, наблюдается анизотропия деформации, выражающаяся в неодинаковом изменении линейных размеров в продольном и поперечном направлениях. Карбиды, расположенные в катаной (кованой) стали в виде строк вдоль направления прокатки, увеличивают удлинение образцов вдоль этих строк и способствуют меньшему удлинению или даже сжатию в перпендикулярном направлении.

Анизотропия деформации усиливается с увеличением количества карбидов и степени их полосчатости в структуре. Естественно, что в этих случаях последующий отпуск не устраняет анизотропии деформации и коробления, созданных закалкой. Уменьшение размеров при отпуске для большинства сталей (за исключением малоизменяющих размеры при закалке) существенно меньше прироста, полученного при закалке (табл. 8).

Объемные изменения значительнее у углеродистых эвтектоидных сталей, поскольку в мартенсите этих сталей содержится наибольшее количество углерода. Они меньше у легированных эвтектоидных, а также заэвтектоидных, и особенно у ледебуритных сталей, имеющих более низкую концентрацию углерода в мартен-

Таблица 7. Характер изменения линейных размеров после закалки на мелкое зерно (балл 9—10) в зависимости от концентрации углерода в мартенсите и количества остаточного аустенита некоторых инструментальных сталей. Образцы длиной 100 мм и диаметром 10 мм

Марка стали	Содержание углерода в мартенсите, %	Количество остаточного аустенита, %	Прирост длины, мкм
У8	0,75	3	150
У12	0,80	5	170
ХВГ	0,65	15—19	140
Х12Ф1	0,70	40—45	95
7ХГ2ВМ	0,5	17—20	5

[1] Общие закономерности деформации стали при термической обработке приведены в гл. 9

Таблица 8. Влияние температуры отпуска на изменение длины закаленных образцов (l = 100 мм и d = 10 мм). Закалка на мелкое зерно (балл 10) с охлаждением в масле

Марка стали	Прирост длины, мкм, после		
	закалки	отпуска	
		150° С	200° С
Х12Ф1	95	90	80
Х6ВФ	98	86	78
7ХГ2ВМ	5	4	5

ните и большее количество остаточного аустенита и карбидов. Тем не менее объемные изменения у последних сталей все же достаточно большие.

Имеются две группы сталей, объемные изменения в которых при термической обработке минимальны:

1) стали, у которых соотношение между содержанием углерода в мартенсите и количеством остаточного аустенита таково, что увеличение объема в результате мартенситного превращения почти полностью компенсируется его уменьшением за счет соответствующего количества остаточного аустенита (7ХГ2ВМ, 7ХГНМ);

2) стали, содержащие менее 0,1% С — 000Х11Н10М2Т2 (ЭП-853), Н18К9М5, В14М7К23 (ЭП-723), В11М7К23 (ЭП-831), вследствие чего их объем в процессе мартенситного превращения при термической обработке изменяется незначительно.

Способы повышения технологических свойств инструментальных сталей при термической обработке. К числу важнейших технологических свойств инструментальных сталей относятся величина объемных изменений, степень коробления и стойкость против образования трещин.

Уменьшение объемной (линейной) деформации. Увеличение количества остаточного аустенита в результате закалки с повышенных температур или изотермической закалки уменьшает объемную (линейную) деформацию. Использование этого способа ограничено; он пригоден для небольшого числа сталей, в основном быстрорежущих и в меньшей степени штамповых ледебуритных и некоторых заэвтектоидных, особенно легированных марганцем. Целесообразнее использовать изотермическую закалку, поскольку увеличение количества аустенита при повышении температуры закалки ведет к одновременному росту концентрации углерода в мартенсите и усилению деформации, а также к ухудшению прочности и вязкости вследствие роста зерна. Кроме того, для уменьшения объемной (линейной деформации применяют закалку из температурной области фазового превращения.

Уменьшение коробления (изменения угловых размеров). Для уменьшения коробления стремятся понизить градиент температур по сечению при охлаждении (особенно в интервале мартенситного превращения) и сделать так, чтобы мартенситное превращение равномернее протекало по всему объему (или его части).

Для этой цели применяют закалку с охлаждением на воздухе; прерывистую закалку; изотермическую закалку; закалку из области фазовых превращений.

Стойкость против образования трещин. Стали высокой твердости, имеющие повышенное содержание углерода в мартенсите, очень чувствительны к образованию трещин. При закалке трещины возникают при охлаждении в температурном интервале мартенситного превращения, но могут появляться и после окончания операции закалки (до проведения отпуска) вследствие перераспределения напряжений.

Чувствительность к образованию трещин повышается в следующих случаях:

1) инструмент имеет резкие переходы по сечению и различные концентрации напряжений (риски, острые углы, вырезы и т. п.);

2) заэвтектоидные стали имеют исходную структуру точечный перлит или мартенсит, а ледебуритные — высокий балл карбидной неоднородности (более 5);

3) имеется обезуглероженный слой.

Основные мероприятия по повышению стойкости против образования трещин те же, что и для уменьшения склонности к короблению.

6. ОСНОВЫ И НАЗНАЧЕНИЕ ЗАКЛЮЧИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ (ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ОТПУСКА ПОСЛЕ ШЛИФОВАНИЯ) ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Качество инструмента в значительной мере определяется свойствами поверхностного слоя, которые в процессе термической обработки или в результате шлифования при несоблюдении технологических режимов могут существенно снижаться (в частности, вследствие обезуглероживания или чрезмерного нагрева).

Наиболее эффективно свойства поверхностного слоя могут быть повышены в результате химико-термической обработки, поскольку в результате ее возрастают твердость, теплостойкость и стойкость против коррозии. В этом случае возможно повышение стойкости инструмента в среднем в 1,5—3 раза. Химико-термическая обработка целесообразна для инструментов, сохраняющих улучшенный слой после переточки полностью (резьбовые и червячные фрезы, долбяки, протяжки, фасонные резцы, метчики и др.) или частично (сверла, зенкеры, многие штампы).

Выбор способа химико-термической обработки обусловлен не только требованиями, предъявляемыми к поверхностному слою, но и температурой, при которой выполняется эта обработка, и теплостойкостью стали.

Более универсальными и пригодными для всех инструментальных сталей являются низкотемпературное жидкое или газовое азотирование (желательно с последующим оксидированием). Влияние их на свойства и стойкость инструмента примерно одинаково. На поверхности инструмента в результате выполнения этих обработок создается слой высокой твердости, возникают полезные сжимающие напряжения, повышается предел выносливости и уменьшается склонность к налипанию при обработке резанием и давлением.

Основные виды химико-термической обработки, применяемые в качестве заключительной операции, и их характеристика приведены в табл. 9.

Таблица 9. Основные виды химико-термической обработки, применяемые для инструментальных сталей

Вид химико-термической обработки	Область применения, получаемые свойства	Основные параметры процесса
Низкотемпературное жидкое азотирование	Применяют для теплостойких быстрорежущих и штамповых сталей. Твердость слоя *HV* 1000—1100	Заключается в насыщении поверхностного слоя углеродом и азотом. Выполняют в расплаве солей NaCN(KCN) в течение 5—30 мин при 560—580° С. Соли ядовиты
То же	То же	Проводят с использованием расплава смесей: 70% KCNO + 30% K_2CO_3 или 55% CO $(NH_2)_2$ (мочевины) и 45% K_2CO_3 или Na_2CO_3. Нагрев инструмента при 560—580° С 5—30 мин
Газовое азотирование	Применяют для теплостойких (быстрорежущих и штамповых) сталей. Твердость слоя *HV* 1100—1200. Толщина слоя 0,02—0,03 мм для быстрорежущих и 0,08—0,2 мм для штамповых сталей	Проводят при 520—580° С при степени диссоциации аммиака 25—30% (при 520—540° С) и 35—40% (при 550—570° С) с выдержкой 0,5—2 ч для быстрорежущих и до 8—12 ч для штамповых сталей

Продолжение табл. 9

Вид химико-термической обработки	Область применения, получаемые свойства	Основные параметры процессов
Газовое азотирование	То же, что для низкотемпературного азотирования	Выполняют в смеси аммиака и науглероживающего газа при 560—580° С в течение 1—2 ч
Сульфоцианирование	Применяют для повышения износостойкости и уменьшения коэффициента трения	Заключается в насыщении поверхностного слоя углеродом, азотом и серой. Выполняют в ваннах для жидкого цианирования с добавкой 2% K_2S или 25% Na_2SO_4 и 5% $Na_2S_2O_3$
Оксидирование	Применяют для улучшения товарного вида и повышения стойкости инструмента из теплостойких сталей, что достигается образованием прочной темно-синей окисной пленки	Жидкое оксидирование выполняют в ванне, содержащей 30% KNO_2 и 70% $NaNO_3$ при 480—510° С в течение 20—30 мин. При обработке перегретым паром процесс ведут при 550—570° С в течение 30—60 мин
Электролитическое хромирование	Применяют для повышения твердости и коррозионной стойкости, уменьшения коэффициента трения. Толщина слоя до 0,02 мм. Возможно применение для всех инструментальных сталей в случае изготовления инструмента простой формы, воспринимающего небольшие нагрузки	Проводят при 50—75° С в электролитах хрома. После хромирования инструменты отпускают при 150° С 1 ч
Напыление карбидов (нитридов)	Применяют для повышения твердости рабочей поверхности инструмента вследствие высокой твердости этих соединений (*HV* 2500—4500). Толщина слоя 5—20 мкм	После ионной очистки на поверхность инструмента методом распыления наносят слой карбидов (нитридов) титана или каких-либо других тугоплавких соединений, обладающих высокой твердостью

В том случае, если инструмент после шлифования не проходит химико-термическую обработку, его целесообразно подвергать дополнительному отпуску. Этот отпуск снимает напряжения, способствует превращению аустенита, образовавшегося в поверхностном слое при шлифовании и поэтому повышает стойкость инструмента. Температура отпуска 350—400° С, выдержка 30—60 мин для теплостойких сталей (при более высоком нагреве усиливается окисление) и 150—160° С, 2—3 ч для нетеплостойких сталей.

7. ДЕФЕКТЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Термическая обработка инструментальных сталей вследствие их сложного состава и высоких требований, предъявляемых к ним, достаточно сложна и требует применения оборудования, позволяющего осуществлять закалку, отпуск и отжиг в узком интервале температур и таким образом, чтобы в процессе их выполнения не происходило окисления и обезуглероживания. Несоблюдение этих требований приводит к получению инструмента низкого качества или браку (табл 10).

Таблица 10. Основные виды дефектов термической обработки инструментальных сталей *

Вид дефекта	Причины возникновения, характеристика и способ устранения
Нетеплостойкие стали	
Карбидная сетка, не наблюдавшаяся в стали в состоянии поставки	Возникает из-за окончания ковки при излишне высокой температуре или выполнения ее с небольшой деформацией, особенно если сталь затем медленно охлаждали при 950—750° С, или отжига с чрезмерно высоким нагревом. У углеродистых и низколегированных сталей устраняется нагревом выше A_{cm} (870—890° С), после которого заготовки охлаждают воздушным дутьем или в масле. Далее следует обычный отжиг. Для устранения очень тонкой сетки достаточен отжиг при 780—800° С с выдержкой 3—6 ч
Структура пластинчатого или точечного перлита	Образуется после ковки или в результате неправильного выполнения отжига. Для получения структуры зернистого перлита необходимо сталь со структурой точечного перлита подвергнуть отпуску при 670—700° С или нормализованию отжигу, а сталь со структурой пластинчатого перлита и неизбежной при этом карбидной сеткой обработать, как указано выше
Пониженная твердость после закалки	Получается в результате недогрева или замедленного охлаждения. При недогреве в структуре заэвтектоидной стали наблюдаются участки перлита, при замедленном охлаждении — участки троостита. Устраняют, давая обычный отжиг и закаливая от рекомендуемой температуры
Перегрев при закалке	Выявляется микроанализом. Устраняется обычным отжигом и последующей закалкой
Мягкие пятна (участки с пониженной твердостью и троститной структурой)	Возникают у сталей небольшой прокаливаемости при закалке с охлаждением в воде вследствие образования паровых пузырей на поверхности инструмента. Устраняются при применении в качестве охлаждающей среды водных растворов солей
Теплостойкие стали (быстрорежущие и штамповые)	
Обезуглероженный слой **	Возникает при нагреве под закалку в недостаточно раскисленной ванне. У доэвтектоидных и углеродистых заэвтектоидных сталей обезуглероженный слой определяют после отжига по общей толщине слоя, имеющего ферритную структуру (полное обезуглероживание) и пониженное количество перлита (частичное обезуглероживание). У легированных заэвтектоидных сталей определяют по изменению устойчивости переохлажденного аустенита в бейнитной области. При выдержке закаливаемого образца бейнит образуется сначала в участках, имеющих меньше углерода, т. е. в обезуглероженном слое. Быстрое охлаждение после выдержки, вызвавшей распад только в обезуглероженном слое, фиксирует в нем дисперсную двухфазную структуру, травящуюся в темный цвет, а в необезуглероженном слое — светлую, плохо травящуюся мартенситную структуру. У ледебуритных сталей определяют чаще по изменению температуры мартенситного превращения (ГОСТ 1763—68). Проверяемый образец после нагрева под закалку помещают в ванну, имеющую температуру несколько выше точки $M_н$ данной стали, выдерживают 5—10 мин, переносят в ванну с температурой 500—

Продолжение табл. 10

Вид дефекта	Причины возникновения, характеристика и способ устранения
	600° С, выдерживают 10 мин и охлаждают на воздухе. Обезуглероженный слой определяют по наличию отпущенного мартенсита, образовавшегося при выдержке выше точки $M_н$. Кроме того, возможно определение обезуглероженного слоя методом цветного травления, измерением твердости, ТЭДС или химическим анализом
Недостаточная твердость после отпуска	Может быть вызвана следующими причинами: 1) пониженной температурой закалки (выявляется микроанализом), вследствие чего образуется недостаточно легированный мартенсит; 2) низким нагревом при отпуске (эта причина может быть выявлена магнитным анализом или дополнительным отпуском при 560° С); дефект, возникший в результате этих причин, устраняется соответственно отжигом и последующими правильными закалкой и отпуском или правильным отпуском; 3) обезуглероживанием; 4) порчей теплостойкости (см. ниже).
Порча теплостойкости	Возникает в результате очень длительного или многократного нагрева выше области A_1 вследствие обогащения карбидов M_6C вольфрамом, что уменьшает их растворимость при закалке, вследствие чего получается недостаточно легированный мартенсит. Выявляется по снижению вторичной твердости или в (большей мере) теплостойкости
Нафталинистый излом	Характеризуется своеобразным видом излома (блестки), что является следствием разрушения по определенным кристаллографическим плоскостям; сопровождается значительным снижением прочностных свойств и особенно ударной вязкости. Вызывается окончанием горячей механической обработки при излишне высокой температуре (1050—1100° С), если степень деформации при последнем отжатии была небольшой и если последующий отжиг выполнен недостаточно полно и не обеспечил необходимого снижения твердости (ниже *HB* 260—280); выполнением повторной закалки без промежуточного отжига. Устранение нафталинистого излома и восстановление механических свойств сложно. Это достигается многократным и длительным отжигом или отпуском

* Причины возникновения и способы уменьшения и устранения деформаций и трещин при термической обработке рассмотрены в п. 4.

** Характерен также для нетеплостойких сталей. Небольшое обезуглероживание может быть устранено нагревом в чугунной стружке.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ (гл. 12)

1. **Геллер Ю. А.** Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1975. 584 с.
2. **Геллер Ю. А., Брострем В. А.** Легирование быстрорежущих сплавов с интерметаллидным упрочнением. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1970, № 1, с. 21.
3. **Геллер Ю. А., Моисеев В. Ф., Арутюнян С. Б.** Об аномалиях свойств вблизи температур фазовых превращений.—Металловедение и термическая обработка, 1974, № 1, с. 4.
4. **Гольдшмидт Х. Дж.** Сплавы внедрения, т. 1. Пер. с англ. М.: Мир, 1971. с. 423.
5. **Гуляев А. П., Малинина К. А., Саверина С. М.** Инструментальные стали. Справочник. М., Машиностроение, 1975. 270 с.
6. **Дворядкин Ю. С., Изотов В. И.** Электронно-микроскопическое исследование структуры быстрорежущей стали Р18. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1972, № 1, с. 37.
7. **Келли П. М., Найтинг Дж.** Механизмы упрочнения стали. — В кн.: Высокопрочная сталь. М.: Металлургия, 1965, с. 24.
8. **Кремнев Л. С., Брострем В. А.** О теплостойкости инструментальных сталей и сплавов. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1973, № 3, с. 15.
9. **Кремнев Л. С., Адаскин А. М., Боголюбов А. В.** Определение концентрации углерода в мартенсите высоколегированных сталей. — Заводская лаборатория, 1971, № 9, с. 36.
10. **Инструментальные стали.** Справочник. М.: Металлургия, 1977. 168 с.
11. **Прокошкин Д. А.** Физико-химическое взаимодействие стали с цианатом калия.— ДАН СССР, 1974, т. 218, № 2, с. 409.

Глава 13

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

1. МЕХАНИЗМ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛИ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Рациональный выбор параметров технологического процесса термомеханической обработки (ТМО) возможен в том случае, если известен механизм упрочнения при комбинированном воздействии пластической деформации и фазовых превращений [2]. Так как термомеханическая обработка, особенно высокотемпературная (ВТМО), внедряется в конкретные отрасли техники, рассмотрим основные результаты ее применения, особенности механизма упрочнения и подход к выбору параметров процесса.

Высокотемпературная термомеханическая обработка увеличивает работу распространения трещины [2, 8, 10, 13], параметры вязкости разрушения [15, 3], повышает ударную выносливость [4], износостойкость и контактную выносливость стали [2, 7], сопротивление усталости [2], отрыву [17], распространению трещины замедленного разрушения [18] и локальному разрушению поверхности при высоких контактных напряжениях [1], снижает порог хладноломкости [11, 4], чувствительность к надрезу [2], изменяет вид излома при низкотемпературных разрушениях от хрупкого к вязкому [2, 11].

Следовательно, ВТМО является эффективным способом упрочнения сталей, который может быть надежно использован в промышленности для конструкций, работающих в условиях сложного нагружения при высоких напряжениях.

Установлено, что образующийся при ВТМО мартенсит наследует тонкое строение деформированного аустенита [5, 6, 20]. Следовательно, познание механизма термомеханического упрочнения должно включать изучение структурных особенностей, возникающих при горячей деформации аустенита.

Характер изменения субструктуры стали при горячей обработке обусловливается соотношением между такими факторами, как температура, степень и скорость деформации. По окончании горячей обработки могут наблюдаться различные состояния:

а) горячего наклепа с неупорядоченным распределением дислокаций (последующая закалка повышает прочность при одновременном снижении сопротивления хрупкому разрушению);

б) начала образования субструктуры в результате динамического возврата (снижение прочности при повышении пластичности, вязкости);

в) формирования совершенной и весьма устойчивой субструктуры вследствие протекания динамической полигонизации (обеспечивает наиболее высокий комплекс механических свойств);

г) динамической рекристаллизации, определяющей разупрочнение (нестабильный комплекс механических свойств как результат неоднородности и нестабильности тонкой структуры).

Выбор параметров режима при ВТМО должен обеспечивать создание развитой субструктуры в результате динамической полигонизации или, в крайнем случае, динамического возврата, как начальной стадии динамической полигонизации. В этих случаях при закалке и отпуске в цикле ВТМО можно получить высокую прочность при высоком сопротивлении хрупкому разрушению.

При использовании ВТМО для получения оптимального уровня свойств важное значение помимо температуры и степени деформации имеет выбор схемы (способа) деформации. При ВТМО с деформацией прокаткой обеспечивается наи-

большее упрочнение, тогда как при экструзии прирост прочности меньше, но пластичность выше. Применение штамповки (в выбранных условиях) создает меньшую эффективность упрочнения, чем при прокатке и экструзии вследствие неравномерности структуры и недостаточной пластичности. В соответствие с этим в меньшей мере повышается сопротивление распространению трещин. Режим деформации штамповкой, обеспечивающий максимальные значения ударной вязкости, не совпадает с режимом, обеспечивающим максимальную прочность.

2. ПРИМЕНЕНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОГО ПРОКАТА

Внедрение ТМО позволяет снизить расход стали при производстве деталей машин и механизмов вследствие уменьшения сечений, сокращения расхода запасных частей (в связи с увеличением долговечности), замены в ряде случаев легированных сталей на углеродистые.

Имеются два пути освоения ТМО для деталей машиностроения. Первый путь — организация термомеханического упрочнения полуфабрикатов на металлургических заводах с последующим изготовлением деталей из упрочненной заготовки. Второй путь — осуществление термомеханического упрочнения деталей непосредственно в процессе их изготовления (например, при ковке, штамповке или термической обработке) на машиностроительных заводах.

Несмотря на то, что к настоящему времени можно считать завершенной разработку технологии ТМО листа, полосы, сорта, ленты, на пути освоения ТМО в условиях существующих прокатных цехов на металлургических заводах имеются определенные трудности, основные из которых сложность размещения охлаждающих устройств (во многих случаях длиной 30, 40 м и более) и решение проблемы резки упрочненного проката.

Определенные ограничения во внедрении ТМО связаны с трудностями дальнейшей механической обработки заготовок деталей в высокопрочном состоянии. В связи с этим предпочтение отдается деталям сравнительно простой конфигурации, изготовление которых не требует больших по объему и трудоемкости операций механической обработки. В ряде случаев при изготовлении деталей из термомеханически упрочненного проката практически отсутствует надобность в операциях резания металла.

Возможности практического освоения ТМО существенно расширились благодаря использованию эффекта наследования [5]. Высокие механические свойства стали, полученные, например, при ТМО полуфабрикатов на металлургическом заводе, в той или иной степени восстанавливаются на готовых изделиях при повторных нагревах. Это позволило разработать следующую практическую технологию ВТМО: высокий смягчающий отпуск для обеспечения обрабатываемости резанием и окончательная термическая обработка, включающая закалку с нагревом ТВЧ или в соляной ванне, и окончательный отпуск.

Таким образом, применение в машиностроении термомеханически упрочненного проката может быть либо достигнуто с использованием прямого эффекта ТМО, либо опираться на явление наследования после ТМО. К числу первых опытов следует отнести работы по термомеханическому упрочнению полосового проката из рессорной стали 55ХГР на Челябинском (на сортопрокатном стане непрерывной прокатки) и Чусовском (на линейном сортопрокатном стане) металлургических заводах [5, 16] и из стали 50ХГА на заводе «Днепроспецсталь». Комплекты рессор из стали 55ХГР, установленные на грузовых автомашинах ЗИЛ, при ходовых испытаниях показали повышенную (на 25%) долговечность.

Проведены статические и динамические испытания опытных рессор из стали 50ХГА для автомобиля «Москвич», показавшие их преимущества по таким оценочным критериям, как стрела прогиба под контрольной нагрузкой, жесткость рессоры. Стендовая долговечность термомеханически упрочненных рессор возросла в среднем на 45%. Пружины опрокидывания кабин грузовых автомобилей МАЗ и «Колхида» и пружины передней подвески легковых автомобилей, изготовленных из проката стали 60С2Ф, после ВТМО, проведенной на Волгоградском металлургическом заводе «Красный Октябрь», также обнаружили свое преимущество.

Так, стендовые и дорожные испытания пружин опрокидывания кабины автомобиля МАЗ показали, что пружины, изготовленные после ВТМО по схеме обработки на наследование, имели следующие преимущества: меньшую усадку при трехкратном технологическом обжатии до соприкосновения витков, при длительном «заневоливании» на стенде и при дорожных испытаниях на автомобилях.

Аналогичные результаты получены при стендовых испытаниях на циклическую прочность пружин передней подвески легковых автомобилей.

В процессе проведения работ по использованию термомеханически упрочненного проката для изготовления упругих элементов автомобилей была выявлена возможность реализации прямого эффекта ВТМО путем применения скоростного электроконтактного нагрева термомеханически упрочненного проката до 600—650° С с последующей немедленной навивкой. Это позволяет исключить повторную закалку пружин, упростить и удешевить технологический процесс их изготовления. При промышленном опробовании этого метода на Кутаисском автозаводе им. С. Орджоникидзе получены положительные результаты.

О. И. Шаврин и др. разработали технологию изготовления пружин из проволоки марки 50ХФА, подвергнутой ВТМО на опытно-промышленной установке Ижевского металлургического завода им. 50-летия СССР. Температура деформации 920—950° С, степень деформации 20%, диаметр проволоки 2,5—5,5 мм, по отделке поверхности — группы Б, В, Н (ГОСТ 14963—69).

Ограниченная долговечность цилиндрических пружин из подобной проволоки диаметром 3 мм (средний диаметр пружин 20 мм, полное число витков 10,5) возросла в 2,5—3 раза.

Повышение долговечности установлено также при изготовлении пружин из проволоки, подвергнутой ВТМО с последующей термической обработкой на наследование по схеме: ВТМО, низкий отпуск на 200—300° С, отпуск при 500—650° С 0,5 ч, навивка пружин, отпуск 1 ч при 320 ± 10° С, скоростной нагрев под закалку в свинцовой ванне до 860 ± 10° С 1—2 мин, охлаждение в масле, заключительный отпуск при 240—260° С 0,5 ч.

Для создания высокопрочного бурового инструмента на стане 300 московского завода «Серп и молот» было проведено промышленное опробование ВТМО штанг диаметром 22 мм из воздушно-закаливающихся сталей 55С2Хи 55С2М [24].

Температура деформации 1150—880° С, степень обжатия при дробной деформации между последними клетями 25%, охлаждение на воздухе (*HRC* 54—56). После ВТМО отпуск при 450° С 1 ч.

При промышленных испытаниях установлено, что средняя стойкость штанг после ВТМО в 5—6 раз выше стойкости штанг, упрочненных обычными методами, из сталей 30 ХГСФА и ШХ15.

Промышленное опробование ВТМО с распадом деформированного аустенита в условиях, близких к изотермическим (ВТМИЗО), для упрочнения труб нефтяного сортамента показало возможность повышения их прочности на две-три категории и замены стали 38ХНМ экономно-легированной сталью 36Г2С. При промысловых испытаниях установлено, что масса колонны с упрочненными трубами может быть уменьшена на 20—30%.

3. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Высокотемпературная термомеханическая обработка поверхностных слоев (ВТМПО) после предварительной термической обработки деталей значительно повышает их сопротивление контактно-усталостным нагрузкам, а также обеспечивает улучшение износостойкости. В результате ВТМПО в наиболее напряженных поверхностных слоях детали достигается оптимальное сочетание прочности и пластичности, возникает благоприятное распределение остаточных напряжений. Получаемое в результате ВТМПО сочетание свойств поверхностных слоев едва ли достижимо при других известных способах упрочнения.

Результаты первых работ, посвященных ВТМПО, освещены в монографии [2]. Ниже рассмотрены основные результаты опытно-промышленного опробования и внедрения этой обработки.

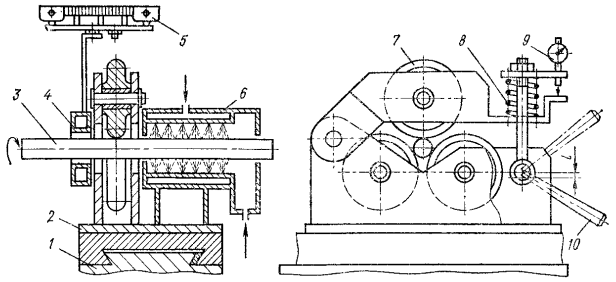


Рис. 1. Схема устройства для непрерывно-последовательной поверхностной ТМО

Широкое применение ВТМПО на машиностроительных заводах требует применения специальных устройств. Такие устройства достаточно просты, и их изготовление и эксплуатация не связаны со сколько-нибудь значительными капитальными затратами, поскольку по сравнению с технологическим оборудованием, используемым для индукционной закалки, добавляются лишь средства для деформации поверхности детали.

Принципиальная схема одного из устройств для поверхностной ТМО показана на рис. 1. Оно состоит из последовательно расположенных вдоль образующей поверхности упрочняемого изделия *3* нагревательного элемента *4* (индуктора, питающегося от В. Ч. трансформатора *5*), деформирующего органа (роликов *7*) и охлаждающего приспособления (спрейера *6*). Создание необходимого для обкатки усилия осуществляется с помощью механизма *10* и тарированной пружины *8*. Контроль усилия обкатки ведется по прибору *9*. С помощью деталей *1* и *2* такое приспособление может быть легко установлено, например, на токарном станке. Участок поверхности, подлежащий упрочнению, нагревается до необходимой температуры, после чего нагревательный элемент (или упрочняемый участок) смещается и начинается процесс деформирования, по окончании которого проводят охлаждение.

Одним из примеров практического использования такой схемы устройства является промышленная установка Старо-Краматорского машиностроительного завода (СКМЗ) для высокотемпературной термомеханической поверхностной обработки (ВТМПО) валков (диаметром 38 мм), станов холодной прокатки.

По данным Э. А. Венжеги, для ВТМПО валков большого диаметра (до 160 мм) на СКМЗ успешно применена сравнительно простая по конструкции однороликовая установка, в которой деформирующим органом служит подпружиненный полый обкатной ролик, охлаждаемый водой (рис. 2).

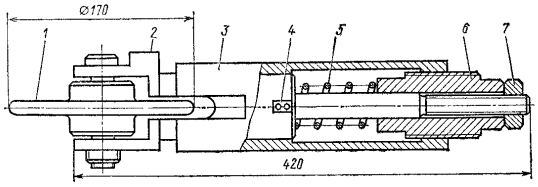


Рис. 2. Конструкция одноролikового приспособления для ВТМПО крупногабаритных валков:

1 — обкатывающий ролик; *2* — шток; *3* — корпус; *4* — шпонка; *5* — нагружающая тарированная пружина; *6* — опорная втулка; *7* — гайка

На рис. 3 представлена конструкция водоохлаждаемого ролика, состоящего из двух щек: *1* и *4*, соединенных при помощи заклепок *5* с последующей сваркой. Полость между щеками разделена стальной пластиной *6* для улучшения циркуляции воды, подаваемой через штуцер *3*, являющийся одновременно осью ролика. Вода из штуцера через специальное радиальное отверстие в текстолитовом подшипнике *2* поступает в одну часть ролика, а затем через верхние отверстия в разделительной пластине — в другую, после чего удаляется через второе радиальное отверстие в подшипнике в штуцер.

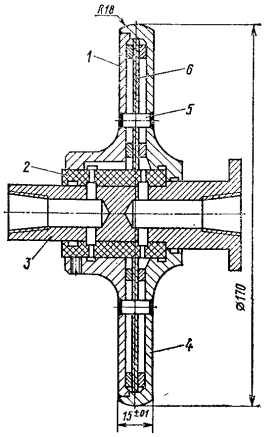


Рис. 3. Конструкция обкаточного полого ролика

Для ВТМПО валков, изготовленных из стали 9Х и подвергнутых предварительной термической обработке, использовано приспособление (см. рис. 2) на агрегате для горизонтальной непрерывной последовательной закалки или индукционном нагреве. Параметры процесса: скорость перемещения системы индуктор — обкатывающий ролик — душирующее устройство — 180 мм/мин, частота вращения валка 320 об/мин, температура аустенитизации 950° С.

Валки после ВТМПО прокатали в несколько раз большее количество металла св пределах термомеханически упрочненного (лоя), чем серийные валки, подвергнутые лишь закалке с нагревом ТВЧ. При оптимальных режимах ВТМПО сопротивление усталости валков с концентраторами напряжений возрастает на 25%, сопротивление контактно-усталостному выкрашиванию повышается в среднем на 40%. В зоне ограниченной долговечности при напряжениях, возникающих во время работы прокатных валков, сопротивление контактному разрушению увеличивается в несколько раз. Важно подчеркнуть, что в результате ВТМПО существенно снижается чувствительность к структурным и геометрическим концентраторам напряжений.

Как показала В. Б. Фридман, эффективно применение ВТМПО для повышения надежности и долговечности ряда ответственных деталей тракторов и сельскохозяйственных машин.

На рис. 4 представлена схема установки для ВТМПО пальцев звеньев гусениц, созданная на Ворошиловградском заводе коленчатых валов им. 20-летия Октября. Механическая часть установки состоит из следующих основных узлов: деформирующего устройства, редуктора привода деформирующих роликов, загрузочного устройства, устройства для контроля стыка деталей. Два нижних ролика в трехроликовом деформирующем устройстве приводные, а третий (верхний) ролик закреплен на подвижной части пневмоцилиндра, создающего заданные усилия обкатки.

В конструкции предусмотрена возможность поворота роликов относительно оси обрабатываемой детали до 5°. Путем регулирования угла разворота роликов можно изменять осевую скорость перемещения деталей. Привод вращения нижних роликов производится от электродвигателя *15* через клиноременную передачу, редуктор *16* и карданные валы.

Загрузочное устройство предназначено для выдачи деталей *11* на линию обработки. Поступательное перемещение толкающего упора *1* осуществляется при помощи пневматического цилиндра *2* через систему передач (*3*—*6*) к ползушке *7*. Вращение детали при ее прохождении через индуктор *13* (для равномерного нагрева) обеспечивается от электродвигателя *10* через клиноременную передачу, обгонную муфту *9* и приводные ролики *8*. Обгонная муфта позволяет разрывать кинематическую цепь дополнительного вращения детали при захвате деформирующими роликами *14*.

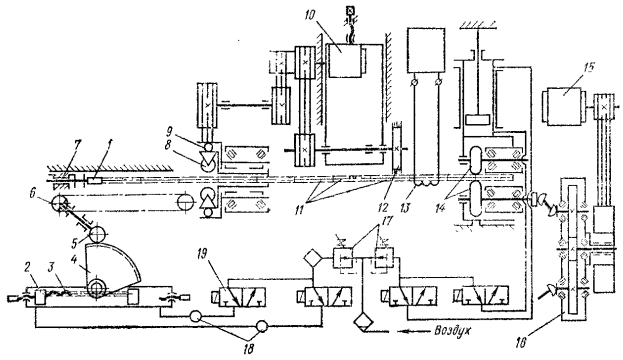


Рис. 4. Установка (принципиальная схема) для ВТМПО пальцев звеньев гусениц:
1 — толкающий упор; *2* — пневматический цилиндр; *3* — *6* — система передач; *7* — ползушка; *8* — приводные ролики; *9* — обгонная муфта; *12* — электродвигатель (N = = 2,2 кВт, n = 1430 об/мин); *11* — обрабатываемые детали; *12* — металлическая щетка; *13* — индуктор; *14* — обкатывающие ролики; *15* — электродвигатель (N = 5,9 кВт, n = 730 об/мин); *16* — редуктор; *17* — регуляторы давления; *18* — дроссель В77-12; *19* — клапан трехходовой

Цикл обработки начинается с последовательного включения вращения деформирующих роликов, охлаждения, хода загрузочного устройства. Деталь, установленная на призмы загрузочного устройства, передается к механизму привода вращения, на выходе из которого установлено устройство для контроля стыка деталей. При прохождении через это устройство включается нагрев. Непрерывно-последовательный нагрев детали до 950—970° С производится в пятивитковом индукторе. Из индуктора деталь поступает в деформирующие ролики, которые захватывают конец детали и, деформируя поверхностные слои, осуществляют ее вращение и дальнейшее осевое перемещение. На выходе из деформирующих роликов размещено охлаждающее устройство — два щелевых спрейера, расположенных параллельно оси детали.

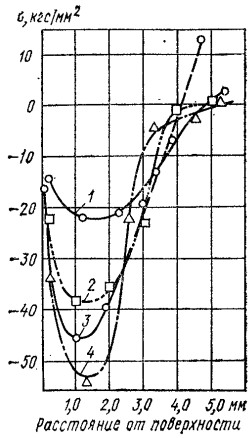
Максимальная скорость продвижения через узел обработки составляет 55 мм/с. Производительность установки 450 деталей в час. Питание установки производится от двух параллельно подключенных машинных преобразователей частоты ПВВ 100/8000.

Для обеспечения в промышленной установке бесцентрового типа принудительного вращения и подачи с постоянной скоростью продвижения через узел обработки использованы дополнительные ролики, установленные до и после узла горячей обработки (нагрев и деформация). Транспортирующие узлы одновременно являются и деформирующими. В конструкцию установки могут быть заложены узлы холодной деформации, расположенные до и после основного узла ВТМПО. С помощью описанной установки могут быть осуществлены следующие схемы упрочняющей обработки пальцев: 1) ВТМПО; 2) ВТМПО + холодная деформация обкаткой с усилием 300 кгс; 3) холодная деформация обкаткой с усилием 100 кгс + ВТМПО; 4) холодная деформация обкаткой с усилием 100 кгс и 300 кгс + ВТМПО + холодная деформация обкаткой с усилием 300 кгс.

Между холодной деформацией обкаткой и ВТМПО отпуск при 400° С. Отпуск перед заключительной холодной обкаткой и окончательный отпуск при 150° С.

Максимальная глубина слоя, на который воздействует деформация при ВТМПО с усилием обкатки 240 кгс, определявшаяся по изгибу вставленных в палец контрольных штырей диаметром 1,0 мм из низкоуглеродистой стали, составляла 4,0 мм. При этом в поверхностном слое наблюдалась максимальная дисперность мартенсита.

Рис. 5. Эпюры остаточных напряжений в упрочненных слоях пальцев звеньев гусениц (сталь 50) после поверхностного упрочнения по различным схемам:
1 — поверхностная закалка ТВЧ; *2* — ВТМПО; *3* — холодная обкатка + ВТМПО; *4* — ВТМПО + + холодная обкатка



Испытания на износостойкость пальцев, подвергнутых поверхностной ТМО по указанным выше схемам показали, что во всех случаях износостойкость пальцев на 35—40% выше, чем после обычной термической обработки. Благоприятное влияние холодной пластической деформации перед ВТМПО сказывается только на первых стадиях испытаний. Отсутствие положительного эффекта (и даже некоторое увеличение износа) в случае применения холодной деформации после ВТМПО) связано, скорее всего, с неудачным выбором параметров обработки.

Предел выносливости пальцев, подвергнутых ВТМПО, по сравнению с индукционной поверхностной закалкой возрос на ~15%, а долговечность в области ограниченной выносливости увеличилась на 70% (при напряжении 103—105 кгс/мм²). Это связано с повышением уровня остаточных сжимающих напряжений в слое, упрочненном ВТМПО (рис. 5). Величина максимальных сжимающих напряжений на глубине 0,7—1,0 мм от поверхности увеличилась по сравнению с поверхностной закалкой ТВЧ в 1,5—2 раза.

Пальцы, подвергнутые поверхностной закалке с нагревом ТВЧ, разрушились при испытании на изгиб под нагрузкой 3,0—3,2 т. Пальцы, упрочненные ВТМПО, выдержали нагрузку 3,5—4,0 т и не разрушились. Остаточная стрела прогиба при одной и той же изгибающей нагрузке после ВТМПО оказалась в 2,5—3,0 раза меньше, чем после поверхностной закалки с нагревом ТВЧ.

По данным В. Б. Фридман, ВТМПО пальцев элеваторных полотен картофелеуборочных комбайнов также повысила их стойкость. При лабораторных испытаниях пальцы из сталей 65Г и 60С2 после ВТМПО оказались в 1,3—1,5 раза более износостойкими, чем цементованные пальцы из стали 20. Работа разрушения этих пальцев соответственно в 4 и 4,6 раза выше, чем цементованных. По сравнению с закалкой ТВЧ сопротивление разрушению пальцев из сталей 65Г и 60С2 в результате ВТМПО повысилось в 1,25 и 1,5 раза соответственно. Стендовыми испытаниями показано, что ВТМПО повысила износостойкость пальцев в 1,35—1,40 раза по сравнению с закаленными, изготовленными из тех же марок стали (60С2 и 65Г). По данным полевых испытаний, ВТМПО (по сравнению с закалкой ТВЧ) повышает износостойкость пальцев из стали 65Г в 1,1 раза, а из стали 60С2 — примерно в 2 раза.

Поверхностная ТМО может быть с успехом использована не только для повышения комплекса механических свойств деталей машин и механизмов, работающих при нормально климатических температурах, но также и при нагреве. Так, ВТМПО может быть применена для упрочнения рабочего конуса клапанов тракторных двигателей, изготовленных из теплостойкой стали 40Х10С2М (работы В. Б. Фридман).

Для ВТМПО клапанов применяется специальный бесцентровый обкатный станок (рис. 6), снабженный узлом нагрева (индуктор с трансформатором). Клапан закрепляется в упругом зажиме, расположенном внутри обкатного устройства. Во время нагрева клапан выдвигается из обкатного устройства так, что его рабочий конус располагается в индукторе *2*. По окончании нагрева клапан нажимной

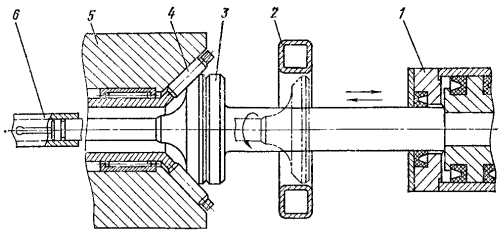


Рис. 6. Установка (схема) для поверхностной ТМО рабочего конуса клапана двигателя внутреннего сгорания

пяткой *3*, размещенной на конце штока гидроцилиндра *1*, вводится в приспособление для обкатывания и прижимается с заданным усилием к обкатывающим роликам *4*. При нагреве клапан вращается, и в момент его прижима к вращающимся роликам вращение передается также сепаратору *6*, а клапан в процессе обкатки остается неподвижным. Ролики, расположенные в пазах вращающегося сепаратора, совершают планетарное движение и обкатывают конус тарелки. Ролики приводятся во вращение силами трения от вращающегося опорного конуса *5*. Последний приводится во вращение ременной передачей от электродвигателя. По окончании обкатки производится отвод штока гидроцилиндра и выброс клапана из приспособления.

Поверхностная ТМО по различным схемам (ВТМПО, НТМПО, ВТМПО + + НТМПО) обеспечивает более высокое упрочнение и меньшую степень разупрочнения материала при температурах, соответствующих условиям эксплуатации, чем после закалки с нагревом ТВЧ.

Наиболее устойчивым оказалось упрочнение, созданное в результате ВТМПО с деформацией обкаткой при температурах 950—840° С, что связано в какой-то мере с большой устойчивостью, созданной в этих условиях дислокационной субструктуры, закрепленной карбидными выделениями. В структуре клапанов, подвергнутых закалке ТВЧ, карбиды располагаются в основном по границам зерен. После поверхностной ТМО характер распределения карбидов изменяется: они располагаются внутри зерен по следам деформации в виде прямых, тонких, определенным образом ориентированных цепочек.

В качестве оптимальных при термомеханическом упрочнении впускных клапанов тракторного двигателя Д-37Е были выбраны следующие параметры: температура аустенитизации 1250° С, продолжительность нагрева 5 с, усилие обкатки 380 кгс, температура начала деформации (обкатки) 1200° С, продолжительность обкатки 5—10 с.

Ускоренными сравнительными стендовыми испытаниями показано, что по износостойкости сопряжения впускной клапан — седло ВТМПО обеспечивает преимущество (примерно на 20%) по сравнению с серийным вариантом.

В ряде случаев упрочнение цилиндрических деталей может быть осуществлено с использованием винтового протягивания, при котором нагретая токами высокой частоты заготовка обжимается роликами, подвергаясь дополнительной вытяжке и закручиванию [23, 22]. Установка, предназначенная для поверхностной ТМО с деформацией винтовым протягиванием (со степенью деформации от 0 до 30%) длинномерных цилиндрических заготовок валков (диаметром от 8 до 55 мм) эксплуатируется на Ленинградском сталепрокатном заводе (рис. 7).

Основные узлы установки предназначены для нагрева, деформации и охлаждения. Нагрев заготовки *2* до температуры деформации осуществляется индуктором *1* от машинного генератора МГЗ-108 (N_{max} = 100 кВт, f = 8000 Гц). Индуктор располагается непосредственно над тремя деформирующими роликами *3*. Последние изготовлены из стали Р18 и имеют *HRC* 62—65. Для обработки заготовок различного диаметра деформирующий узел изготовляется сменным. При установке этого узла обеспечивается необходимый угол разворота роликов относительно оси детали, например 3°30′, в случае обработки заготовок под валки диаметром 28—55 мм. Ролики устанавливаются по отношению к плоскости, перпендикулярной оси заготовки, под углом, несколько меньшим (на 0,5—1,0°), чем угол подъема нарезки ходового винта, специальными устройствами, вмонтированными в роликовой обойме. Ширина калибрующей части должна превышать шаг ходового винта не менее чем на 2 мм. Спрейер *4*, расположенный под деформирующими роликами, изготовлен так, чтобы угол подачи охлаждающей среды (воды) на упрочняемую поверхность составлял 65—70°. Это предотвращает попадание жидкости в зону деформирования.

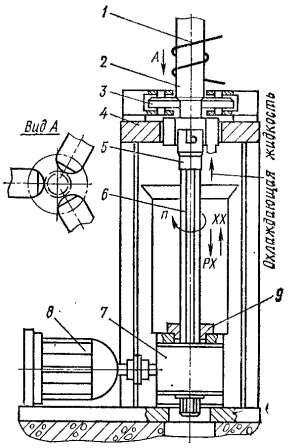


Рис. 7. Установка (принципиальная схема) для поверхностной ТМО с деформацией винтовым протягиванием (*XX* — холостой ход; *PX* — рабочий ход)

Силовой узел установки состоит из электродвигателя *8*, червячного редуктора *7*, ходового винта *6*, гайки *9* и соединительной муфты *5*.

Заготовка пропускается через индуктор и ролики и закрепляется за технологический хвостовик штифтом в соединительной муфте ходового винта. При достижении заданной температуры деформации включается силовой привод (вращение и перемещение заготовки). При своем движении нагретая заготовка обжимается роликами, а затем охлаждается в спрейерном устройстве. Скорость протягивания заготовки составляет 0,1—0,7 м/мин. После соответствующего отпуска заготовки подвергаются механической обработке для получения необходимой точности и чистоты поверхности рабочих валков.

Структура стали 9Х (исходное состояние — зернистый перлит) после термомеханической обработки с деформацией путем винтового протягивания представляет собой мелкокристаллический мартенсит, карбид и остаточный аустенит. Возрастание температуры деформации с 900 до 1000° С увеличивает размер кристаллов мартенсита. С повышением скорости протягивания в диапазоне от 0,25 м/мин до 0,75 м/мин при постоянных температуре деформации 900° С и степени деформации 15% изменяется распределение остаточного аустенита. При малых скоростях деформации остаточный аустенит наблюдается в виде отдельных, неравномерно распределенных областей, а при повышенных его распределение более равномерно по всему объему упрочненного слоя. С увеличением степени деформации от 5 до 15% возрастает количество остаточного аустенита, растет дисперсность мартенсита, более равномерно распределяются карбиды.

В табл. 1 представлены результаты механических испытаний[1] стали 9Х, подвергнутой ВТМО с деформацией винтовым протягиванием.

Сочетание высоких механических свойств получено при средних скоростях протягивания ~0,5 м/мин. При низкой скорости протягивания (0,25 м/мин) максимальный изгибающий момент и максимальный предел прочности при изгибе получены при температуре деформации 900° С. Дальнейшее повышение температуры деформации, так же как и ее снижение, значительно ухудшает свойства.

Измерениями микротвердости и ширины линии $(110)_\alpha$ и $(211)_\alpha$ по сечению образцов показано, что в зависимости от скорости протягивания и температуры

[1] Испытания на изгиб проводили на универсальной машине МУП-20 с применением стандартного приспособления. Усилие прикладывалось сосредоточенно в середине рабочей длины образца (диаметр 20 мм, база 180 мм). Определяли величину предельного момента при изгибе (M, кгс·м), максимальный прогиб в середине образца (f, мм) и предел прочности при изгибе (σ_u, кгс/мм²).

Таблица 1. Влияние температуры $t_{деф}$ и степени деформации * на механические свойства стали 9Х, подвергнутой ВТМПО (скорость протягивания 0,5 м/мин, отпуск при 140° С 1,5 ч)

$t_{деф}$, °С	M, кгс·м	$\sigma_{изг}$, кгс/мм²	f, мм	δ **	HRC
850	313,3/319,4	374,7/379,0	18,7/17,5	3,0/2,7	67/66
900	327,0/331,8	393,2/394,0	18,2/17,7	5,0/4,5	68/67
950	304,4/351,8	371,4/443,8	13,7/16,6	Сквозное	66/66
1000	291,1/326,8	343,1/384,2	10,0/9,3	*	66/67

* Числитель — степень деформации 10%; знаменатель — 15%.
** Глубина упрочнения.

деформации можно получить различную глубину упрочненного слоя. При скорости протягивания 0,25 м/мин для всех исследованных температур деформации получено сквозное упрочнение. При скорости деформации 0,5 м/мин поверхностное упрочнение на глубину около 5 мм обеспечивается при температуре деформации до 900° С, сквозное упрочнение возникает при температуре деформации 950° С и выше. В случае скорости протягивания 0,75 м/мин для всех исследованных температур деформации поверхностное упрочнение получается на глубину до 3 мм. Оптимальная степень деформации при поверхностном упрочнении 5—10%, при сквозном — 15%.

Наилучшее сочетание прочности, пластичности и твердости обнаружено при следующем режиме: скорость протягивания 0,5 м/мин, температура деформации 900° С, степень деформации 10%, температура отпуска 140° С.

Обкатывание при поверхностной ТМО позволяет наряду с достижением повышенного комплекса механических свойств получить необходимую микрогеометрию поверхности без применения шлифования.

Образцы-ролики (наружным диаметром 90 мм, внутренним 25 мм, высотой 10 мм) из стали 40Х подвергали предварительной и высокотемпературной поверхностной ТМО (соответственно ПТМПО и ВТМПО) на установке с использованием индукционного нагрева.

При проведении ПТМПО применялся шариковый обкатник упругого действия (диаметром 16 мм), при ВТМПО — роликовый обкатник, профиль ролика которого характеризовался каплевидным отпечатком на поверхности образца. Такой профиль обеспечивает более низкую шероховатость поверхности по сравнению с роликом радиусного профиля.

На рис. 8 и 9 представлены зависимости шероховатости поверхности образцов Ra (среднеарифметическое отклонение от профиля, мкм) от подачи и усилия при ПТМПО и от исходной шероховатости и усилия деформирования при ВТМПО.

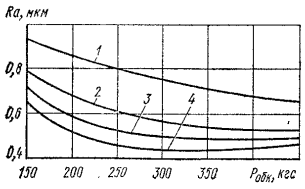


Рис. 8. Зависимость шероховатости поверхности от подачи и усилия деформирования при ПТМПО:
1 — подача 0,25 мм/об; *2* — 0,20 мм/об; *3* — 0,15 мм/об; *4* — 0,10 мм/об

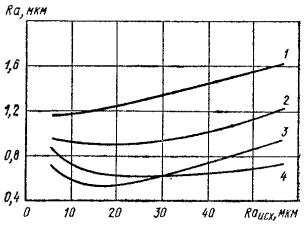


Рис. 9. Зависимость шероховатости поверхности от исходной шероховатости и усилия деформирования при ВТМПО:
1 — 60 кгс; *2* — 80 кгс; *3* — 100 кгс; *4* — 120 кгс

Таблица 2. Глубина упрочненного слоя и относительная износостойкость стали 40Х после ВТМПО

Усилие обкатывания, кгс	$t_{деф}$ = 850° С		$t_{деф}$ = 950° С		
	Последеформационная пауза, с				
	6	8	6	8	10
	Глубина упрочненного слоя, мм				
60	2,10	1,30	2,30	2,00	1,65
80	2,10	2,00	2,50	2,20	1,90
100	2,90	2,30	3,00	2,70	2,40
120	3,70	2,90	3,90	3,50	3,10
	Относительная износостойкость *				
60	1,08	0,97	1,13	0,91	0,80
80	1,19	1,05	1,34	1,09	0,93
100	1,30	1,16	1,43	1,23	1,04
120	1,16	1,10	1,21	1,04	0,90

* За единицу принята износостойкость после закалки с нагрева ТВЧ.

В качестве заданной шероховатости были выбраны значения Ra в диапазоне 0,35—1,25 мкм, широко распространенном в машиностроении, в частности, при чистовой обработке деталей типа вал, ось.

Как видно из рис. 8, все выбранные параметры обработки обеспечивают заданную шероховатость (исходное значение Ra = 3,80 мкм), однако при подачах 0,10 и 0,15 мм/об и усилиях деформирования 250—350 кгс достигаются наиболее низкие значения Ra. При дальнейшем повышении усилия обкатки возникает состояние перенаклепа, сопровождающееся шелушением поверхности.

При ВТМПО влияние исходной шероховатости на конечную существенно меньше, чем в случае ПТМПО. Так, обкатывание с усилием 100 кгс поверхности с шероховатостью Ra = 0,80÷6,00 мкм позволяет обеспечить Ra = 0,65÷÷0,80 мкм (рис. 9).

Для замены шлифования чистовым обкатыванием необходимо определить припуски при различных режимах поверхностной ТМО. Установлено, что при всех исследованных режимах изменение диаметра образцов-роликов при ПТМПО составляет 0,05—0,09 мм, а при ВТМПО уменьшение диаметра находится в пределах 0,035—0,12 мм.

В табл. 2 и 3 приведены зависимости глубины упрочненного слоя от режимов и способа поверхностной ТМО. Они показывают, что при ВТМПО глубина упрочнения примерно в 1,5 раза больше, чем при ПТМПО.

Промежуточный отпуск, проводимый при предварительной поверхностной ТМО, после холодной деформации оказывает существенное влияние на износостойкость. Отпуск при 200° С повышает относительную износостойкость, а при увеличении температуры отпуска до 400° С износостойкость снижается вследствие уменьшения плотности дефектов строения [12].

Зависимость относительной износостойкости стали 40Х от усилия обкатывания при ВТМПО и ПТМПО (см. табл. 2 и 3) характеризуется экстремумом. Максимальная относительная износостойкость достигалась при горячем обкатывании с усилием 100 кгс (ВТМПО) и при холодном обкатывании с усилием 300 кгс (ПТМПО). Превышение оптимальных усилий обкатывания приводит к так называемому состоянию перенаклепа, вызывая, в частности, при ВТМПО интенсивное протекание процессов динамической рекристаллизации. Температура деформации 950° С более благоприятна для протекания процесса перераспределения скоплений дислокаций в развитую субструктуру, чем температура 850° С. Поэтому этой температуре деформации при ВТМПО соответствуют бо́льшие значения износостойкости.

Таблица 3. Глубина упрочненного слоя и относительная износостойкость (закалка ТВЧ — 1,0) стали 40Х после ПТМПО

Усилие обкатывания, кгс	Температура промежуточного отпуска, °С		
	Без отпуска	200	400
	Глубина упрочненного слоя, мм		
200	0,80/0,90	0,70/0,75	0,80/0,70
250	1,00/1,00	0,85/1,00	1,00/0,90
300	1,70/1,80	1,70/1,90	1,80/1,80
350	2,10/2,20	2,20/2,20	1,85/2,00
400	2,40/2,40	2,50/2,30	2,30/2,40
	Относительная износостойкость		
200	0,96/1,09	1,15/1,18	1,03/1,02
250	1,01/1,25	1,20/1,25	1,10/1,18
300	1,08/1,30	1,28/1,30	1,12/1,12
350	1,02/1,10	1,19/1,10	1,08/1,03
400	1,00/1,08	1,10/1,08	1,05/0,99

Примечание. Числитель $t_{зак}$ = 850° С, знаменатель $t_{зак}$ = 950° С.

Возрастание длительности последеформационной паузы вызывает значительное снижение износостойкости. При продолжительности паузы в 10 с эффект термомеханического упрочнения практически отсутствует, что связано с чрезмерным развитием процесса рекристаллизации. Следует отметить, что микротвердость при этом изменяется не столь существенно.

В случае ПТМПО бо́льшей износостойкости отвечает закалка при 950° С. Эффект термомеханического упрочнения при ВТМПО и ПТМПО достаточно устойчив при отпуске. Прирост твердости в 1—2 единицы (по сравнению с индукционной закалкой) сохраняется до температуры отпуска 400° С.

Исследования режимов ВТМПО, обеспечивающих заданную микрогеометрию поверхности образцов от стали 40Х, показали, что наиболее высокую износостойкость дает ВТМПО по режиму: подача 0,15 мм/об, усилие деформирования 100 кгс, температура деформации 950° С, последеформационная пауза 6 с, температура заключительного отпуска 200° С. Оптимальный режим ПТМПО: подача 0,15 мм/об, усилие деформирования 300 кгс, температура промежуточного отпуска 200° С, температура закалки 950° С, температура заключительного отпуска 200° С.

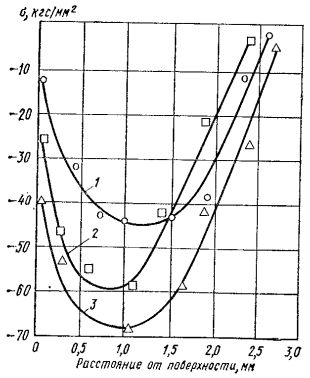


Рис. 10. Эпюры распределения остаточных напряжений в поверхностном слое стали 40Х после различных видов упрочнения по оптимальным режимам:
1 — закалка ТВЧ; *2* — ПТМПО; *3* — ВТМПО

Износостойкость стали 40Х после ВТМПО и ПТМПО по оптимальным режимам повышается соответственно в 1,4 и 1,3 раза по сравнению с индукционной закалкой. При этом существенно возрастают сжимающие напряжения в поверхностных слоях (рис. 10).

Для поверхностной ТМО может быть применена, кроме указанной выше (см. рис. 1), установка, в которой вдоль образующей поверхности упрочняемой детали

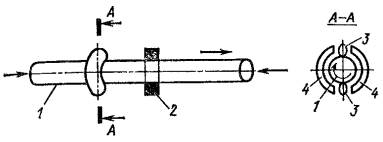


Рис. 11. Схема устройства для непрерывно-последовательной термомеханической поверхностной обработки

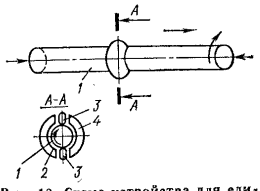


Рис. 12. Схема устройства для единовременной термомеханической поверхностной обработки

1 находятся индуктор *2* и узел, состоящий из накатывающего органа *3* и спрейера *4*, расположенных в одной плоскости, перпендикулярной оси вращения упрочняемой детали (рис. 11).

При использовании этих устройств осуществляется способ непрерывно-последовательной ТМО поверхностей деталей. Этот способ имеет, однако, ряд недостатков. Он пригоден только для деталей с определенной минимальной длиной упрочняемой поверхности, что обусловлено, как правило, последовательным расположением элементов устройства. Кроме того, конфигурация упрочняемого изделия должна обеспечивать свободный вход и выход через элементы устройства. Другой их недостаток связан с невозможностью обеспечения изотермических условий обработки. Поскольку индуктор должен быть смещен с участка поверхности, который в следующий момент подвергается деформации, трудно регулировать температуру этой зоны. Недостатки, связанные с конструктивным несовершенством устройств, описанных выше, отсутствуют в устройствах для единовременной поверхностной ТМО. Принципиальная схема такого устройства приведена на рис. 12 (А. с. № 310941). В устройстве используется так называемая секторная головка, в которой скомпонованы индуктор *2*, накатывающий орган *3* и спрейер *4*, расположенные в одной плоскости, перпендикулярной оси упрочняемого изделия.

Такое устройство позволяет реализовать на детали любые схемы поверхностной термомеханической обработки или их сочетание путем различной последовательности и продолжительности включения отдельных элементов устройства. Геометрические параметры индуктора могут быть различными, но должны обеспечивать равномерность прогрева упрочняемой детали на требуемую глубину, которую можно регулировать изменением скорости нагрева и частоты вращения детали.

По достижении на упрочняемом участке необходимой температуры начинается процесс обкатки путем включения деформирующего органа. Число обкатывающих элементов должно обеспечить минимальные изгибающие напряжения в детали в процессе деформации. В этом отношении предпочтения заслуживает симметричное расположение деформирующих элементов (роликов, шариков) относительно оси вращения упрочняемой детали.

Регулируемое охлаждение поверхности детали осуществляется через спрейер, конструкция которого должна обеспечивать равномерность и требуемую интенсивность охлаждения.

Секторная головка (см. рис. 12) была успешно применена в промышленной установке для ВТМПО коренных шеек (диаметром 192 мм, шириной 34 мм) коленчатого вала дизельного двигателя «ЯМЗ-240» [14, 21].

Термомеханическая обработка может быть с успехом использована на машиностроительных заводах для повышения долговечности упругих элементов ответственного назначения. Приведем лишь несколько примеров.

При изготовлении крупных цилиндрических пружин из стали 55С2 (диаметр прутка 30 мм, средний диаметр пружины 170 мм, высота пружины 250 мм, число витков 5,5) была опробована закалка непосредственно с навивочного нагрева [19]. После нагрева прутка до 950° С последовательно проводили операции навивки пружин, подбивки концов опорных витков, правки на высоту и закалку в воде. Серийная технология предусматривала охлаждение пружин после навивки на воздухе и закалку с повторного нагрева (850° С) в воде.

Опытные и серийные пружины отпускали на равную твердость, обжимали до соприкосновения витков и после шлифовки торцов подвергали дробенаклепу. Усталостные испытаний проводили на эксцентриковом прессе усилием 22 тс с частотой 226 ходов в минуту при коэффициенте асимметрии цикла 0,069. Установлено, что долговечность опытных пружин по сравнению с серийными возросла в среднем на 34%. Обнаруженный эффект повышения долговечности пружин объясняют использованием ТМО с деформацией аустенита в зоне наиболее нагруженных внутренних волокон при навивке [26].

Технологический процесс ВТМО жестких пружин (с индексом $C < 4$) при навивке (деформация изгиба), по данным О. И. Шаврина, включал операции индукционного нагрева прутков, навивки, закалки и отпуска. Установка для осуществления такого технологического процесса содержит узел подачи прутков, индуктор нагрева от установки ЛЗ-67, узел навивки с копирным устройством, привод (электродвигатель с $N = 1{,}5$ кВт, $n = 950$ об/мин) с червячным редуктором, закалочную масляную ванну.

Оптимальные температурные режимы ВТМО пружины из стали 65СВА (диаметр прутков 9 мм, средний диаметр пружины 21 мм, полное число витков 6,5): температура нагрева $1050 \pm 10°$ С, температура деформации $960 \pm 10°$ С, температура отпуска $380 \pm 10°$ С. Ограниченная долговечность пружин после проведения указанной термомеханической обработки повышается в 1,5—2 раза. О. И. Шавриным разработан проект промышленной установки для ВТМПО пружин навивкой с индукционного нагрева.

Эффективным средством повышения циклической прочности и упругих свойств ответственных упругих элементов, как показано на стали 45ХНМФА, является ВТМО с деформацией кручением (оптимальная степень деформации отвечает удельному сдвигу поверхностных слоев ($\gamma = 0{,}8 \div 1{,}6$) в сочетании с заневоливанием, обкаткой и деформационным отпуском.

Это связано как с ростом исходного упрочнения стали, достигаемого при ТМО, так и с повышенной способностью мартенсита, образующегося из деформированного аустенита, к последующим операциям упрочнения холодной деформацией при обкатке. Для достижения высокого уровня циклической прочности τ_w и предела пропорциональности $\tau_{пц}$ наиболее выгодна обработка с двухэтапным заневоливанием и промежуточной обкаткой. При обработке по оптимальным режимам достигаются весьма высокие значения предела выносливости стали 45ХНМФА. Так, после отпуска при 200° С τ_w равен 130—135 кгс/мм², а $\tau_{пц}$ достигает 165—175 кгс/мм².

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Бабук В. В., Бернштейн М. Л., Яковлев Г. Н.** Влияние термомеханической обработки на сопротивление изнашиванию. — Вестник машиностроения, 1966, № 7, с. 67—71.
2. **Бернштейн М. Л.** Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1968. 1171 с.
3. **Бернштейн М. Л., Пецов Г. Г.** Влияние способа деформации при ВТМПО на свойства конструкционных сталей. — В кн.: Повышение конструктивной прочности сталей и сплавов. М.: МДНТП им. Дзержинского, 1970, с. 112—117.
4. **Бернштейн М. Л., Платова С. Н.** Об оценке механических свойств стали в высокопрочном состоянии. — Физико-химическая механика материалов, 1972, № 1, с. 19—25.
5. **Бернштейн М. Л., Рахштадт А. Г.** Термомеханическая обработка рессорно-пружинных сталей и ее обратимость. — Сталь, 1962, № 4, с. 346—348.
6. **Бернштейн М. Л., Штремель М. А.** О наследственном влиянии наклепа на свойства стали. — Физика металлов и металловедение, т. 15, вып. 1, 1963, с. 82.
7. **Влияние** ВТМО на износостойкость и другие механические свойства хромистой конструкционной стали/М. Л. Бернштейн, М. М. Кантор, В. Я. Жарков и др. — Изв. вузов. Черная металлургия, 1968, № 9, с. 166—169.
8. **Влияние** высокотемпературной термомеханической обработки на работу разрушения конструкционных сталей/О. Н. Романив, И. Р. Дякив, Ю. В. Зима и др. — В кн.: Повышение конструктивной прочности сталей и сплавов. М.: МДНТП им. Дзержинского, 1970, с. 187—191.
9. **Влияние** комплексной обработки с использованием ВТМО и холодного наклепа на циклическую прочность и упругие свойства стали 45ХНМФА/И. С. Сорокивский, Н. Л. Кукляк, О. Н. Романив и др. — Физико-химическая механика материалов, 1970, № 6, с. 15—19.
10. **Вылежнев В. П., Саррак В. И., Энтин Р. И.** Влияние концентрации углерода и температуры отпуска стали на сопротивление распространению трещины. — Физика металлов и металловедение, т. 31, вып. 1, 1971, с. 152—157.
11. **Гуляев А. П., Ким-Хенкина А. М.** Влияние содержания углерода, способа выплавки и термомеханической обработки на хрупкую прочность стали. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1969, № 12, с. 28—32.
12. **Исследование** процессов нагрева холодно-деформированной стали методом амплитудно-зависимого внутреннего трения/М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, О. Н. Кузьмичева и др. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1968, № 4, с. 2—7.
13. **Исследование** устойчивости термомеханического упрочнения стали 60С2 с микролегированием/М. Л. Бернштейн, С. А. Гусейнов, В. А. Займовский и др. — В кн.: Повышение конструктивной прочности сталей и сплавов. М., МДНТП им. Дзержинского, 1970, с. 140—144.
14. **Новый** способ упрочнения коленчатых валов дизельных двигателей/К. Д. Русов, В. Д. Аршинов, М. Л. Бернштейн и др. — В кн.: Технология автомобилестроения, М.: НИИТавтопром, 1976, № 5, с. 12—16.
15. **Приданцев М. В., Кудряшов В. Г., Котик Э. М.** Влияние термомеханнческой обработки на усталостную прочность и выбор оптимального режима обработки. — В кн.: Прочность металлов при циклической нагрузке. М.: Наука, 1967, с. 11—20.
16. **Рахштадт А. Г.** Пружинные сплавы. М.: Металлургия, 1965. 142 с.
17. **Романив О. Н., Кукляк Н. Л.** Сопротивление сталей хрупкому разрушению после высокотемпературной термомеханической обработки. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1969, № 4, с. 30—33.
18. **Романив О. Н., Кукляк Н. Л.** Об эффективности ВТМО среднеуглеродистых сталей. — Физика и химия обработки материалов, 1967, № 5, с. 47—52.
19. **Соболь П. П., Гедеон М. В.** Технология закалки пружин с навивочного нагрева. — В кн.: Технология, организация и механизация процессов термической и химико-термической обработки и покрытия металлов. М.: НИИИнформтяжмаш, 1969, № 1, с. 21—23.
20. **Спасский М. Н., Утевский Л. М., Хашимов Ф. Р.** О структуре мартенсита и ее изменениях в результате термомеханической обработки. — Физика металлов и металловедение, 1965, т. 20, вып. 4, с. 614—618.
21. **Установка** для поверхностной термомеханической обработки/К. Д. Русов, Я. И. Минухин, В. И. Повар и др. — Вестник машиностроения, 1976, № 3, с. 83—84.
22. **Установка** для термомеханнческой обработки валков холодной прокатки/О. Н. Шаврин, Н. К. Габриэльян, Л. Т. Крекин и др. — Известия вузов. Черная металлургия, 1977, № 11, с. 133—136.
23. **Шаврин О. И., Крекинн Л. Т.** Повышение стойкости прокатных валков термомеханической обработкой. — Сталь, 1971, № 5, с. 442—445.
24. **Шукоров Р. И., Паисов И. В.** Высокопрочная сталь для буровых штанг и ее термомеханическая обработка. Материалы научно-технической конференции Металловедение и термическая обработка металлов. Пермь, 1966, с. 30—34.

Глава 14

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

1. ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫЙ ЦИКЛ ПРИ СВАРКЕ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЗОНЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

Термодеформационный цикл при сварке

Любой вид сварки связан либо с протеканием местной пластической деформации металла вблизи свариваемых поверхностей, либо с нагревом этих участков металла, либо с тем и другим одновременно. По степени развития деформации металла в зоне сварки и нагреву, вызывающему изменение структурного и фазового состояния металла, можно определить основные виды сварки в соответствии с табл. 1.

Разные виды сварки плавлением оказывают различное по интенсивности тепловое воздействие на ЗТВ (рис. 1). В результате термического воздействия в зоне сварки в металле происходят деформационные и структурные изменения. Деформации в зоне теплового воздействия связаны с неравномерностью в распределении температур в направлении от оси шва к свариваемому металлу (рис. 2). Характер структурных изменений в разных участках ЗТВ будет различным в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения в каждом участке.

В зоне *1* наблюдается сильный рост зерна. Микроструктура нелегированных сталей в этой зоне — мелкая ферритно-перлитная, низколегированных — типа бейнита, среднелегированных — мартенситная. Микроструктура углеродистых и низколегированных сталей в зоне *2* — укрупненная ферритно-перлитная, легированных — мартенситная и бейнитная. В зоне *3*, нагревающейся в интервале температур A_3—A_1, микроструктура металла зависит от состава стали и температуры нагрева и может быть либо ферритно-перлитной, либо ферритно-бейнитной. В зоне *4*, нагревающейся на температуру, близкую к A_1, происходит некоторое укрупнение карбидных выделений. Если сварке подвергаются термически улучшенные стали, в зонах *3* и *4* может происходить отпуск, сопровождающийся снижением твердости и прочности. В зоне *5*, нагревающейся ниже температуры 500° С, у некоторых сталей могут развиваться процессы отпускной хрупкости и дисперсионного твердения.

При сварке плавлением неравномерное распределение температур приводит к возникновению неравномерной пластической деформации по завершении нагрева (рис. 3). При этом в жидком металле сварочной ванны *1* деформации отсут-

Таблица 1. Основные виды сварки

Вид сварки	Воздействие деформирующего усилия	Тепловое воздействие
Сварка давлением без нагрева (холодная сварка)	Высокие усилия, развивающие пластическую деформацию в зоне сварки	Нет
Сварка давлением с нагревом	Умеренные усилия, вызывающие пластическую деформацию нагретого металла	Непродолжительный нагрев ЗТВ * сварного соединения
Сварка плавлением с присадкой и без присадки	Нет	Нагрев ЗТВ с различной продолжительностью у разных видов сварки

* ЗТВ — зона теплового влияния

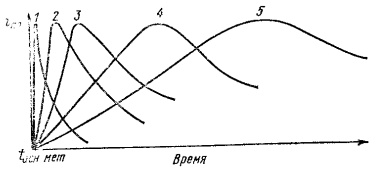


Рис. 1. Схема термических циклов различных видов сварки:
1 — электронно-лучевая; *2* — газоэлектрическая; *3* — ручная дуговая; *4* — автоматическая под флюсом; *5* — электрошлаковая

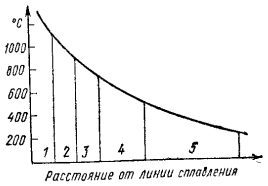


Рис. 2. Распределение температуры в ЗТВ сварки и характерные структурные зоны

ствуют. Зоны *2—2*, нагревавшиеся выше температуры полной потери упругих свойств, претерпевают значительную деформацию вследствие теплового изменения объема. В зонах *3—3*, находящихся при температуре частичной потери упругих свойств, пластическая деформация в результате увеличения объема будет меньшей и к границе с упругой зоной *4—4* станет упругой деформацией того же знака. Другая часть этой зоны, примыкающая к ненагретому основному металлу, и находящийся рядом с ней ненагретый основной металл окажутся упруго сжатыми.

При охлаждении сжиматься будут нагретые зоны. В зонах *1* и *2* сначала сжатие пройдет в пластической области, а при более низких температурах станет упругим. Деформация сжатия этих зон в упругой области приведет к деформации растяжения соседних примыкающих зон со стороны свариваемой стали.

При сварке давлением в связи с отсутствием ванны расплавленного металла, вносящей основной вклад в изменение размеров при охлаждении, величины упругих деформаций после сварки будут значительно меньше. Однако при сварке давлением получение неразъемного соединения обеспечивается в результате значительной пластической деформации либо ниже температуры рекристаллизации (холодная сварка) либо выше этой температуры. Эта деформация обеспечивает необходимое сближение свариваемых поверхностей и образование на них активных центров, по которым происходит схватывание. При холодной сварке деформация сопровождается упрочнением околошовных зон, при сварке с нагревом упрочнения может не быть или оно отодвигается в менее нагретые участки ЗТВ. Дополнительный нагрев сварных соединений, подвергавшихся любым видам сварки давлением, может играть положительную роль, так как он способствует рекристаллизации и образованию на границе свариваемых поверхностей общих зерен; делает возможной взаимодиффузию через плоскость соединения; приводит к разупрочнению и восстановлению свойств в околошовной зоне.

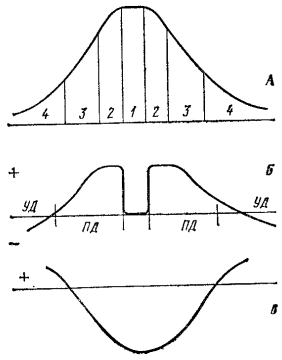


Рис. 3. Распределение температур и деформаций в зоне сварного соединения при сварке плавлением:
А — распределение температур; *Б* — распределение деформаций по завершении нагрева; *В* — распределение деформаций по завершении охлаждений; *УД* — зоны упругой деформации; *ПД* — зоны пластической деформации

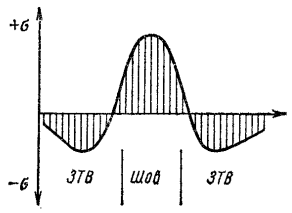


Рис. 4. Схема распределения продольных остаточных напряжений в сварном соединении

Остаточные сварочные напряжения

Рассмотренный кратко термодеформационный цикл сварки, обусловливая появление уравновешенных упругих деформаций в зоне сварного соединения, приводит к возникновению остаточных сварочных напряжений в сварном соединении. В зонах, где должны происходить деформации сжатия, возникают растягивающие остаточные напряжения, а уравновешивающие их сжимающие напряжения соответственно появляются в зонах с деформацией растяжения. На величину и распределение остаточных напряжений кроме неравномерных деформаций изменения объема металла при охлаждении оказывают влияние и объемные изменения, протекающие ниже температуры распада аустенита. Эти изменения у различных сталей протекают по-разиому и зависят от содержания в стали углерода и легирующих элементов. На рис. 4 представлена схема распределения остаточных напряжений в сварном соединении. Уровень напряжений и размеры растянутых и сжатых зон зависят от условий сварки и состава свариваемой стали. По даиным табл. 2 можно судить о роли состава стали в возникновении остаточных напряжений в сварном соединении. Экспериментально определеиные величина и распределение остаточных напряжений в сварных соединеиях труб с толщиной стеики 30—36 мм из стали 15ХМ, выполненных ручной дуговой сваркой с получением металла шва близкого состава, приведены на рис. 5.

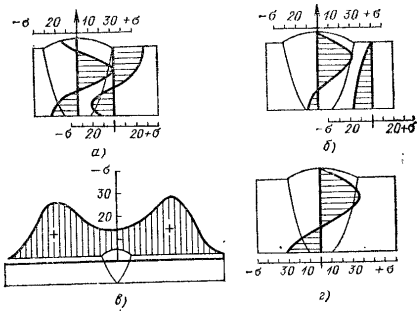
Величина остаточных сварочных напряжений может достигать предела текучести стали. Необходимость снятия или снижения остаточных сварочных напряжений обусловлена их вредным влиянием при определенных условиях на некоторые свойства и работоспособность конструкций и изделий (на склонность к хрупкому разрушению, коррозионное растрескивание, выносливость и др.).

Таблица 2. Развитие наибольших продольных деформаций и напряжений в ЗВТ при охлаждении для наплавки (с присадкой) на кромку [8]

Марка стали	Температура начала превращения аустенита, °С	Внутренняя деформация перед началом превращения, %	Напряжение перед началом превращения, кгс/мм²	Температурный интервал существования сжимающих напряжений, °С	Внутренняя деформация после охлаждения до 20° С, %	Напряжения после охлаждения до 20° С, кгс/мм²
Ст3	680	+0,78	+1,7	670—500	+0,33	+29
20	670	+0,72	+1,5	630—480	+0,30	+22
30ХГСА	440	+1,2	+5,5	410—370	−0,23	+12
40Х	430	+1,4	+4,0	430—220	−0,22	+10
25ХН4	360	+1,3	+4,8	320—20	−0,47	−9
35СГ	320	+1,75	+8,5	270—20	−0,23	− *
50ХВС	300	+1,75	+14	200—20	−0,24	− *
08Х18Н10Т	—	+ *	+ *	Нет	+1,65	+24

* Знак известен, величина неизвестна.

Рис. 5. Эпюры остаточных напряжений в сварных соединениях труб с толщиной стенки 31—36 мм из стали 15ХМ [7]:
а — продольные по высоте шва; *б* — касательные по высоте шва; *в* — продольные на внешней поверхности; *г* — касательные на внешней поверхности



Фазовые и структурные превращения в ЗТВ сварочного источника теплоты

Нагрев металла в ЗТВ до температуры плавления с постепеиным понижением температуры по мере удаления от сварного шва определяет протекание различных процессов в разных температурных зонах. Протекание превращений аустенита в ЗТВ при охлаждении во многом зависит от превращений, происшедших при нагреве во время сварки. Процессы при нагреве определяются скоростью нагрева, максимальной температурой нагрева зоны и продолжительностью пребывания выше температуры A_3 и A_1. Увеличение скорости нагрева и сокращение времени пребывания выше температуры A_3 (см. рис. 1) ограничивает протекание диффузионных процессов и обусловливает либо сохранение нерастворившихся карбидных частиц в аустените, либо образование негомогенного аустенита. Наличие иерастворившихся карбидов или негомогеииости аустенита уменьшает его устойчивость при последующем охлаждеиии и сдвигает кривые начала и конца распада влево на диаграммах изотермического превращения аустенита. В табл. 3 приве-

Таблица 3. Параметры термического цикла однопроходной сварки околошовной зоны [8]

Толщина листа, мм	Способ сварки	Скорость нагрева при 900° С, °С/с	Длительность пребывания выше 900° С, с	Скорость охлаждения, °С/с	
				при 900° С	при 500° С
1	Вольфрамовым электродом в аргоне, без разделки и зазора	1700	1,6	240	60
2	То же	1200	2,4	120	38
3	Под флюсом без разделки и зазора	700	7,5	54	12
5	То же	400	9,5	40	9
10	Под флюсом с V-образной разделкой (60° С)	200	17	22	5
15	То же	100	31	9	2
25	»	60	100	5	1
50	Электрошлаковая двумя проволоками	4	498	1,0	0,3
220	То же	3	540	0,8	0,25

Таблица 4. Структурное состояние ЗТВ при разной скорости охлаждения в условиях термического цикла сварки [9]

Марка стали	Скорость охлаждения, °С/с	Количество, %		
		феррита	перлита+бейнита	мартенсита
45	8	5	65	30
	18	1	14	85
	30	1	7	92
	48	0	2	98
23Г	2,8	17	75	8
	9,5	5	25	70
	20	2	6	92
	32	1	2	97
30ХГСА	3	5	70	25
	5,5	3	22	75
	15	0	4	96
	20	0	2	98
40Х	1,8	4	69	27
	4	2	23	75
	10	1	9	90
	22	0	5	95
35ХМ	1,0	15	75	10
	3,2	8	60	32
	12	2	38	60
	30	0	5	95
12ХН2	10	6	70	24
	15	4	54	42
	25	2	23	75
	40	0	5	95
20Х2МФ	16	0	80	20
	30	0	55	45
	50	0	45	55
	110	0	20	80

Таблица 5. Изменение свойств в ЗТВ при 20° С и разной скорости охлаждения в условиях термического цикла сварки [9]

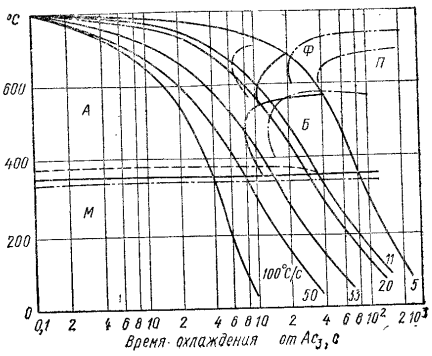
Марка стали	Скорость охлаждения, °С/с	*НВ*	$\sigma_в$, кгс/мм²	ψ, %
45	2,6	230	90	21
	13	386	104	19
	24	460	150	7
	70	555	172	4
23Г	1,5	198	108	42
	9,5	375	150	29
	20	433	188	24
	30	447	190	18
30ХГСА	4	415	145	22
	9	480	175	21
	17	515	180	21
	30	525	182	19
40Х	1,8	340	150	13,5
	16	520	233	10
	22	580	237	5,5
	32	600	240	3,4
35ХМ	3	312	118	26
	12	436	165	21
	25	484	174	20
	35	504	187	15
12ХН2	1,5	280	115	38
	10	320	133	37
	20	380	168	24,5
	30	400	173	24
20Х2МФ	4,5	335	128	28
	10	375	140	25
	25	418	147	21
	35	422	155	20

дены параметры термического цикла однопроходной сварки околошовной зоны для стыковых соединений низколегированной стали. Микроструктура части ЗТВ, примыкающей непосредственно к шву и наиболее высоко нагреваемой при сварке (околошовная зона — ОШЗ) определяется, кроме того, ростом зерна. Аустенит в ОШЗ благодаря высокой температуре нагрева оказывается гомогенным, а выросшее зерно дополнительно увеличивает его устойчивость. Поэтому для этого участка сварного соединения сдвиг кривых начала и конца превращения на диаграмме изотермического превращения происходит в сторону увеличения времени. Аналогично повышению температуры в ОШЗ может влиять уменьшение скорости нагрева в остальной части ЗТВ. Примером смещения линий начала превращения на термокинетической диаграмме может служить рис. 6.

Таким образом, в ЗТВ сварного соединения могут образовываться различные структурные состояния в зависимости от скорости нагрева при сварке, скорости

Рис. 6. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали типа 40Х [9]:

—— — сварка, зона с максимальной температурой 1350° С; скорость нагрева 10° С/с; — — — — то же при скорости нагрева 300° С/с; —.—.— термическая обработка с нагревом при 840° С



охлаждения после сварки и состава стали. При этом рост зерна и наиболее неравновесные структуры после охлаждения характерны для ОШЗ, а наиболее равновесные — для менее нагретых участков ЗТВ. Для скорости нагрева при сварке 150—250° С/с (характерная для сварки ручной дуговой и автоматической под флюсом листов 10—20 мм) М. Х. Шоршоровым с сотрудниками установлено структурное состояние ЗТВ различных сталей при разных скоростях охлаждения в условиях термического цикла сварки (табл. 4).

В соответствии со структурным состоянием в ЗТВ сварки твердость и прочность стали возрастают, а пластичность падает. Степень изменения свойств связана для данной стали со скоростью охлаждения после сварки, определяющей структурное состояние (табл. 5).

Приведенные примеры иллюстрируют изменения структуры и свойств в ЗТВ углеродистых, низко- и среднелегированныхс талей. Изменения в ЗТВ у высоколегированных сталей зависят от состава и структурного класса стали. В ЗТВ аустенитных сталей зерно растет относительно несильно. На расстоянии двух-трех зерен от линии сплавления могут появиться карбидные выделения по границам зерен, снижающие вязкость этих участков и стойкость против межкристаллитной коррозии. В аустенитно-мартенситных сталях в ЗТВ чаще всего увеличивается количество аустенита и соответственно изменяются свойства. Очень сильно растет зерно в ЗТВ у ферритных сталей. У полуферритных сталей в ЗТВ образуются неравновесные структуры, чаще всего мартенсит.

Назначение термической обработки сварных соединений

Назначение термической обработки сварных соединений: 1) снятие или снижение уровня остаточных сварочных напряжений, 2) восстановление или улучшение структурного состояния и свойств металла в ЗТВ, на которую нагрев сварочным источником теплоты оказал неблагоприятное влияние, 3) рекристаллизацию и улучшение качества соединения в результате протекания диффузионных процессов при методах сварки давлением.

Схематично назначение термической обработки различных сварных соединений представлено в табл. 6.

Таблица 6. Назначение термической обработки сварных соединений

Вид сварки	Тип стали *	Назначение термической обработки	Термическая обработка
Ручная дуговая, автоматическая под флюсом, электрошлаковая при составе металла шва, близком к свариваемой стали	1	Снятие напряжений	Высокий отпуск
	2	Устранение перегрева То же	Нормализация Высокий отпуск
	3	Снятие напряжений	Нормализация
	4	Снятие напряжений, улучшение микроструктуры и свойств	Высокий отпуск То же
	5	То же	»
	6	»	»
	7	Повышение стойкости против МКК, снижение склонности к местным разрушениям	Аустенитизация, стабилизирующий отжиг
	8	Восстановление аустенитно-мартенситной структуры	Закалка с отпуском, высокий отпуск
	9	Снятие напряжений	Отпуск
	10	Улучшение микроструктуры и свойств, снятие напряжений	Высокий отпуск
Ручная дуговая, автоматическая под флюсом при аустенитном металле шва	3, 4, 5, 6, 8, 9, 10	Без термической обработки	
Сварка давлением	1, 3, 7, 9	Без термической обработки	
	2, 4, 5, 6, 8, 10	Высокий отпуск, отпуск	
Газоэлектрическая тонкой проволокой	1, 3, 7, 9	Без термической обработки	
	2, 4, 5, 6, 8, 10	Высокий отпуск, отпуск	
Электронно-лучевая	1, 2, 3, 5, 7, 8, 9	Без термической обработки	
	4, 6, 10	Высокий отпуск, отпуск	

* 1 — низкоуглеродистая нелегированная; 2 — среднеуглеродистая нелегированная; 3 — низкоуглеродистая низколегированная; 4 — среднеуглеродистая низколегированная; 5 — низкоуглеродистая среднелегированная; 6 — среднеуглеродистая среднелегированная; 7 — высоколегированная хромоникелевая аустенитная; 8 — высоколегированная аустенитно-мартенситная; 9 — высоколегированная, хромистая, ферритная; 10 — высоколегированная хромистая ферритно-мартенситная.

2. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Термическая обработка сварных соединений изделий из углеродистых и низколегированных сталей

В соответствии с данными табл. 6 сварные соединения углеродистых и низколегированных сталей могут подвергаться либо высокому отпуску, либо нормализации. Термическая обработка сварных соединений этих сталей может быть необходима в случаях, приведенных ниже.

Таблица 7. Термическая обработка сварных соединений из углеродистых и низколегированных сталей

Марка стали	Температура воздуха при сварке, °С	Толщина свариваемого металла, мм	Термическая обработка				НВ
			Операция	Температура нагрева, °С	Выдержка, ч	Способ охлаждения	
10	При всех температурах	45	Отпуск (местный, общий)	640—660	1	На воздухе	160
			или нормализация всего изделия	910—930	0,5	То же	160
20	До —10	35	То же	630—650	1,5	»	180
	До —30	30	»	900—920	0,5	»	180
	Ниже —30	25	»	900—920	0,5	»	180
45	Любая	До 25	»	620—640	1,5	»	200
				880—900	0,5	»	200
		25 и более	»	620—640	1,5	В теплоизоляции	200
16ГС	До 0	25	Отпуск	630—650	1,5	На воздухе	180
14ХГС	До —30	15	»	630—650	1,5	То же	180
	Ниже —30	10	»	630—650	1,0	»	180
12ХМ	До —20	20	»	680—700	2	На воздухе	200
15ХМ	Ниже —20	До 25	»	680—700	3	То же	200
		25 и более	»	680—700	3	В теплоизоляции	200
30ХГС *	Любая	Любая	Отпуск ** (местный, общий) или закалка, отпуск	630—650	2	На воздухе	230
				880	0,5	В масле	
				540—660	1,5	То же	230
40Х	Любая	До 25	Отпуск ** (местный, общий) или термическая обработка, предназначенная для свариваемой стали	630—650	2	На воздухе	200
		25 и более	То же	630—650	2	В теплоизоляции	200

* При металле шва, аналогичном по составу свариваемой стали.
** Термическая обработка проводится сразу после сварки.

Таблица 8. Влияние термической обработки на механические свойства металла шва низкоуглеродистой стали [5]

Состояние металла шва	Автоматическая сварка под флюсом (последний слой 0,12% C; 0,75% Mn; 0,22% Si)					Электрошлаковая сварка (состав металла шва 0,14% C; 0,8% Mn; 0,07% Si)				
	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см²	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см²
	кгс/мм²		%			кгс/мм²		%		
После сварки	31,4	46,3	25,5	62,2	10,5	32,5	46,7	23,3	56,0	8,2
Отпуск 660° С	25,7	43,3	33,1	69,9	12,5	31,8	46,3	24,1	56,8	7,9
Нормализация	24,0	38,2	35,1	71,2	15,7	30,7	46,4	34,7	57,3	17,9
Отжиг	23,0	39,6	35,3	75,5	13,4	—	—	—	—	—
Закалка	34,9	54,4	24,4	—	8,0	—	—	—	—	—

Таблица 9. Влияние термической обработки на ударную вязкость металла шва различных углеродистых сталей [5]

Содержание углерода в свариваемой стали, %	Марка сварочной проволоки	$a_н$, кгс·м/см², металла шва (надрез Менаже)					
		После сварки		После отпуска		После нормализации или нормализации с отпуском	
		−20° С	+20° С	−20° С	+20° С	−20° С	+20° С
До 0,14	Св-0,8	1,5	7,0	1,5	7,0	5,0	14,0
	Св-10Г2	1,5	8,0	1,5	8,0	6,0	14,0
0,15—0,20	Св-0,8	1,5	7,0	1,5	7,0	4,0	12,0
	Св-10Г2	1,5	7,0	1,5	7,0	5,0	12,0
0,21—0,26	Св-0,8	1,0	4,5	1,0	4,5	3,5	8,0
	Св-10Г2	1,0	5,0	1,0	5,0	4,0	10,0
0,27—0,32	Св-10Г2	0,5	3,0	1,0	3,0	3,0	7,0
0,33—0,40	Св-10Г2	0,5	2,0	0,5	2,0	2,5	6,0

Таблица 10. Изменение при термической обработке свойств металла шва стали 30ХГСА [5]

Вид сварки	Металл шва	Термическая обработка	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	$a_н$, кгс·м/см²
Ручная дуговая	18ХМА	Без термической обработки	75	—	2
		Закалка с отпуском	100	—	6
Электронно-лучевая (без присадки)	—	Без термической обработки	125	12	5
		Закалка с отпуском	125	11	5

Таблица 11. Скорости нагрева и охлаждения сварных соединений углеродистых и низколегированных сталей при местном высоком отпуске

Марка стали	Толщина свариваемого металла, мм	Скорость нагрева, °С/ч	Охлаждение: до температуры, °С	Охлаждение: скорость °С/ч	Марка стали	Толщина свариваемого металла, мм	Скорость нагрева, °С/ч	Охлаждение: до температуры, °С	Охлаждение: скорость °С/ч
10	⩾45	350—400	400	350—400	30ХГС	⩽20	300—350	200	200—250
20	⩽30	350—400	350	300—350		>20	До 300		150—200
	>30	300—350		200—250	12МХ	⩽20	200—250	300	200—250
45	⩽20	300—350	300	200—250	15ХМ	>20	150—200		150—200
	>20	До 300		150—200	40Х	⩽20	300—350	200	200—250
16ГС	⩽25	350—400	350	300—350	40Г	>20	До 300		150—200
14ХГС	>25	300—350		200—250					

1. Для низкоуглеродистых нелегированных и наиболее простых низколегированных сталей при возникновении высоких остаточных напряжений, связанных с низкими температурами окружающего воздуха при сварке (низкая температура свариваемого металла), большой толщине свариваемого металла, невозможности осуществления подогрева при сварке. В этом случае рациональной термической обработкой является высокий отпуск. Для этих же сталей при длительном нагреве при сварке в области высоких температур, обусловливающих сильный рост зерна (электрошлаковая сварка, иногда однопроходная автоматическая сварка под флюсом металла большой толщины) рациональной может быть нормализация всего сварного изделия для перекристаллизации в участках крупнозернистого строения. Однако такая операция не всегда бывает доступной из-за больших габаритов свариваемых изделий. Высокий отпуск в этих случаях проводится на общих основаниях для снижения уровня остаточных напряжений.

2. Для среднеуглеродистых нелегированных сталей во всех случаях, независимо от условий, приведенных в п. 1. Сварные соединения из этих сталей подвергаются высокому отпуску для снятия напряжений.

Условия, требующие проведения термической обработки некоторых углеродистых и низколегированных сталей, приведены в табл. 7.

О влиянии термической обработки сварных соединений из углеродистых сталей на свойства металла шва можно судить по данным табл. 8 и 9.

Изменение при термической обработке свойств металла шва низколегированной стали 30ХГСА представлено в табл. 10.

Высокий отпуск сварных соединений углеродистых сталей практически не изменяет свойств, но существенно снижает уровень остаточных сварочных напряжений. По данным работ [1, 7], высокий отпуск приводит к снижению уровня остаточных напряжений на 80—85% от первоначальной величины. Только в процессе нагрева снижение остаточных сварочных напряжений доходит до 70—75%. Следует иметь в виду, что степень снятия сварочных напряжений зависит от релаксационной способности стали при температуре отпуска.

Условия снятия напряжений и предотвращения возникновения временных напряжений при местном отпуске сварных соединений определяют скорости нагрева и охлаждения при термической обработке (табл. 11).

Термическая обработка сварных соединений низко- и среднелегированных сталей с частично или полностью мартенситной структурой в ЗТВ

Сварные соединения таких сталей при всех толщинах свариваемого металла должны подвергаться термической обработке. Исключение могут составлять только сварные соединения таких сталей, металл шва которых является высоколегированным аустенитным или аустенитно-ферритным (см. п. 2—4).

Назначение термической обработки сталей с полностью или частично мартенситной структурой в ЗТВ: 1) снижение уровня сварочных напряжений; 2) получение в ЗТВ отпущенного мартенсита, снижение твердости и повышение пластичности и вязкости; 3) предотвращение появления холодных трещин.

В связи с тем, что изделия из рассматриваемых сталей чаще всего подвергаются сварке после закалки с высоким отпуском или нормализации с высоким отпуском, рациональными видами термической обработки могут быть высокий отпуск (местный и реже общий) при той же температуре, при которой производился отпуск при предварительной термической обработке стали (изделия); закалка с отпуском или нормализация с отпуском по режимам, предназначенным для свариваемой стали. При выборе вида термической обработки следует руководствоваться возможностью ее осуществления имеющимися средствами на изделии данных габаритов. Кроме того, следует иметь в виду, что при сварке термически обработанного изделия в ЗТВ должен иметься участок, нагревавшийся на температуру отпуска выше той, при которой производился отпуск при предварительной термической обработке изделия и поэтому имеющий пониженную прочность. Высокий отпуск сварного соединения не устраняет такой разупрочненной зоны. Она может быть устранена только при общей термической обработке всего изделия — за-

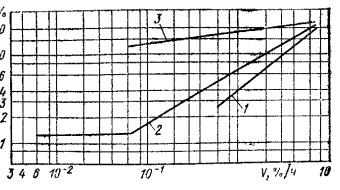
Таблица 12. Термическая обработка сварных соединений сталей с мартенситом в ЗТВ [5, 7]

Марка стали	Операция	Температура нагрева, °С	Выдержка, ч	Скорость нагрева, °С/ч	Скорость охлаждения, °С/ч	Примечание
12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 20ХМФЛ	Отпуск	710—740	2—3	200 * 400 **	400 * 200 **	Термическая обработка проводится не более чем через 12 ч после сварки
	Нормализация, отпуск	950	0,5	300	Воздух	
		710—740	2—3	300	200	
15Х5М, 15Х5МФ	Отпуск	740—760	5	150—200	200—250	Термическая обработка проводится сразу после сварки
	Нормализация, отпуск	950—980	1	300—350	300—350	
		740—760	3	300	300	
30ХГСНА	Отпуск	260	3	150—200	Воздух	То же
	»	550—640	2	250—300	250—300	
	Закалка, отпуск	880—900	0,5	250—300	250—300	
		260	3	150—200	Воздух	
30ХН2М	Отпуск	550—640	2	250—300	250—300	То же
	Закалка, отпуск	850—870	0,5			
		550—640	3			
06Н3	Отпуск	620—630	2	250—300	250—300	Время между сваркой и термической обработкой не регламентируется
	Нормализация	860	0,5			

* До 500° С.
** Выше 500° С.

Рис. 7. Влияние скорости деформации на длительную пластичность при 600° С сварного соединения стали 15Х1М1Ф ($\sigma_в$ = 75 кгс/мм²) [2]:

1 — без термической обработки; *2* — отпуск при 630° С, 5 ч (недоотпуск); *3* — отпуск при 730° С, 5 ч



калке с отпуском или нормализации с отпуском. Для сварных соединений рассматриваемой группы сталей термическая обработка является обязательной, независимо от условий сварки и толщины свариваемого металла при составе металла шва, близком к составу свариваемой стали (неаустенитные швы). Для сталей хромомолибденованадиевых в связи с возможностью выпадения дисперсной фазы в участках ЗТВ, нагревавшихся на температуру, достаточную для растворения карбидов ванадия, нужны повышенные скорости прохождения опасного интервала температур (600—650° С) при термической обработке. Ниже этих температур скорость нагрева (или охлаждения) должна быть уменьшена для предотвращения возникновения высоких временных или остаточных напряжений.

В табл. 12 приведены условия термической обработки некоторых сталей рассматриваемой группы. В табл. 13 показано влияние термической обработки на свойства сварных соединений некоторых сталей с мартенситом в ЗТВ после сварки, а в табл. 14 — влияние термической обработки сварного соединения хромомолибденовой стали типа 12Х2М1 на жаропрочность сварного шва аналогичного типа. Влияние термической обработки на длительную пластичность сварного соединения стали 15Х1М1Ф при 600° С и разной скорости деформации иллюстрирует рис. 7.

Таблица 13. Характерные свойства сварных соединений низкоуглеродистых легированных сталей

Марка стали	Металл шва	Термическая обработка	*HB*		$\sigma_в$, кгс/мм²	$a_н$, кгс·м/см²			
			ЗТВ	шва		ЗТВ		шва	
						+20° С	—40° С	+20° С	—40° С
12Х1МФ (15Х1М1Ф)	10ХМФ	Без термической обработки	До 280	290	—	15	5	8	5
		Отпуск 740° С—3 ч	210	220	—	20	12	15	8
15Х5М (0,1% С)	10Х5МФ	Без термической обработки	До 380	380	80	12	4	6	3
		Отпуск 725° С 5 ч	240	260	60	18	10	8	6
		Отпуск 725° С 3 ч	300	260	60	16	6	8	4
06Н6	06Н3	Без термической обработки	До 350	До 300	—	15	3 *	—	—
		Отпуск 630° С	220	220	—	15	7 *	—	—

* При —120° С.

Таблица 14. Длительная прочность металла шва типа 2,25% Cr — 1% Mo после различной термической обработки [1]

Термическая обработка	Предел длительной прочности *, кгс/мм², за 10^4 и 10^5 ч при температурах, °С			
	450	500	550	600
Без термической обработки	40/35	27/14	11/4	3/—
Отпуск 700° С	28/24	21/13	12/7	4/—
Нормализация 940° С, отпуск 700° С	20/16	14/11	8/6	3/—

Примечание. В числителе — предел длительной прочности за 10^4 ч; в знаменателе — за 10^5 ч.

Термическая обработка сварных соединений высоколегированных сталей

Сварные соединения высоколегированных сталей можно подразделить на несколько групп — высокохромистые (мартенситно-ферритные и ферритные), хромоникелевые (аустенитные, аустенитно-ферритные), высокопрочные (аустенитно-мартенситные, мартенситностареющие). Назначение термической обработки сварных соединений каждой из перечисленных групп различное. Необходимость проведения термической обработки зависит от состава металла шва. Как правило, термическая обработка не проводится при аустенитных и аустенитно-ферритных швах на неаустенитных сталях (ферритно-мартенситных, высокопрочных).

Для ферритно-мартенситных сталей целью термической обработки является получение отпущенного мартенсита и снятие остаточных напряжений. Термическая обработка ферритных сталей чаще всего не проводится, а если и проводится, то для снижения уровня остаточных напряжений. У аустенитных и аустенитно-ферритных сталей задачей термической обработки может быть восстановление стойкости против межкристаллитной коррозии в ЗТВ (коррозионно-стойкие стали), пластичности и вязкости, а также предотвращение околошовных разрушений при эксплуатации (жаропрочные стали).

В табл. 15 приведены условия термической обработки сварных соединений высокохромистых сталей.

Следует иметь в виду, что малая теплопроводность высоколегированных сталей определяет необходимость ограничения скоростей нагрева и охлаждения в интервале температур 100—400° С (150—200° С/ч). В интервале температур 400—

Таблица 15. Термическая обработка сварных соединений высокохромистых сталей

Марка стали	Термическая обработка			Свойства *	
	Операция	Температура нагрева, °С	Выдержка, ч	*HB*	$a_н$, кгс·м/см²
08Х13	Не проводится			250/—	1/—
20Х13 30Х13 40Х13	Отпуск	660—770 200—300	2 2	500/200 500/500	2/3 2/3

Марка стали	Термическая обработка			Свойства	
	Операция	Температура нагрева, °С	Выдержка, ч	*HB*	$a_н$, кгс·м/см²
15Х11МФ 15Х12ВНМФ 18Х11МНФБ 14Х12В2МФ	Отпуск	650—750	2—3	500/250	2/4
12Х17 ** 15Х28 **	Отжиг с ускоренным охлаждением	760—780	0,5	300/200	1/1
	Отпуск	700—750	1—2	300/200	1/1
08Х17Т ** 15Х25Т **	Отпуск	700—750	1—2	350/200	1/1

* В числителе — свойства после сварки, в знаменателе — после термической обработки.

** Термическая обработка проводится только для снижения остаточных напряжений. Для несложных по форме сварных соединений и изделий небольшой толщины (примерно до 15 мм) термическая обработка может не проводиться.

550° С время пребывания сварных соединений должно быть сокращено из-за возможности развития хрупкости стали.

Условия термической обработки сварных соединений хромоникелевых сталей (табл. 16) во многом зависят от вида сварки и назначения сварной конструкции.

Таблица 16. Термическая обработка сварных соединений высоколегированных хромоникелевых сталей

Марка стали	Вид сварки	Назначение	Термическая обработка			Примечание
			Операция	Температура нагрева, °С	Выдержка, ч	
08Х18Н10	СД, ЭЛ, АД, РД	Хладостойкая	Не подвергается			При толщине до 20 мм
	РД, АФ, ЭШ	То же	Аустенитизация	1000—1080	0,5—1	При толщине более 15 мм
	Все виды	Кислотостойкая до 350—400° С				
12Х18Н10Т, 12Х18Н12Т,	СД, ЭЛ, АД, РД	Хладостойкие или жаропрочные	Не подвергаются			При толщине до 20 мм

Продолжение табл. 16

Марка стали	Вид сварки	Назначение	Термическая обработка			Примечание
			Операция	Температура нагрева, °С	Выдержка, ч	
08Х18Н12Б	РД, АФ, ЭШ	То же	Аустенитизация	1000—1080	0,5—1	При толщине 15 мм и более
			Стабилизация	850—900	3	
	ЭЛ, АД	Кислотостойкие до 350—400° С	Не подвергаются			При толщине до 20 мм
	РД, АФ, ЭШ	То же до 600° С	Стабилизация	850—900	3	При толщине более 15 мм
10Х14Н14В2М	СД, ЭЛ, АД, РД	Жаропрочная	Не подвергается			При толщине до 25 мм
	РД, АФ, ЭШ	То же	Аустенитизация	1000—1080	0,5—1	При толщине 25 мм и более
			Стабилизация	850—900	3	
08Х15Н5Д2Т	СД, ЭЛ, АД, РД	Высокопрочная	Закалка, отпуск	950—1000 425	0,5 3	При металле шва типа 08Х15Н5Д2Т
Х16Н6	СД, ЭЛ, АД, РД	То же	Закалка Обработка холодом Отпуск	1000—50 250—400	0,5 4 2	При металле шва типа Х16Н6

* СД — сварка давлением, ЭЛ — электронно-лучевая, АД — аргонодуговая, РД — ручная дуговая, АФ — автоматическая под флюсом, ЭШ — электрошлаковая.

Термическая обработка сварных соединений из сталей, разнородных по составу и структурному классу

Сварные соединения такого типа широко используют при изготовлении изделий и объектов различного назначения (табл. 17). Целесообразность их применения обусловлена стремлением к экономии дорогих высоколегированных сталей, необходимостью соединения разных частей и узлов одного и того же объекта, возможностью не проводить термическую обработку сварных соединений сталей с мартенситом в ЗТВ и получением вязких аустенитных швов на ферритных сталях.

Таблица 17. Типы сварных соединений из разнородных сталей и условия их термической обработки

Стали, сваренные между собой		Металл шва	Термическая обработка
№ 1	№ 2		
Углеродистая	Низко- или среднелегированная	Углеродистый	Предназначенная для стали № 2 (см. табл. 7 и табл. 12)
Низко- или среднелегированная	Низко- или среднелегированная другого состава	Близок по составу менее легированной стали	Предназначенная для более легированной стали сварного соединения (см. табл. 7 и табл. 12)
		Аустенитный	Не проводится
Низко- или среднелегированные стали одного состава с мартенситом в ЗТВ		Аустенитный	То же
Высокохромистая мартенситная	Углеродистая, низко- или среднелегированная	Близок по составу к стали № 2	Предназначенная для стали № 1 (см. табл. 15)
Высокохромистая мартенситная	Высокохромистая мартенситная	Аустенитный	Не проводится
Высокохромистая ферритная	Высокохромистая ферритная	Аустенитный	То же
Высокохромистая ферритная	Углеродистая, низко- или среднелегированная	Аустенитный	То же
Аустенитная	Углеродистая, низко- и среднелегированная, высокохромистая	Аустенитный	Не проводится

3. СПОСОБЫ НАГРЕВА ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

При термической обработке сварных изделий способы нагрева можно разделить на две основные группы: 1) общий нагрев всего сварного изделия и 2) местный нагрев только зоны сварного соединения. Оборудование для общего нагрева всего сварного изделия аналогично обычному оборудованию для термической обработки, приведенному в гл. 16. Оборудование и приспособления для местного нагрева зоны сварного соединения специфично. Наиболее широко местную термическую обработку применяют в энергетическом машиностроении и строительстве. Эта отрасль промышленности изготовляет специализированное оборудование, достаточно широко опробованное и проверенное. В табл. 18 приведены сведения по способам и оборудованию для нагрева при местной термической обработке сварных соединений на основании опыта энергетической промышленности.

Применяемые при местном газопламенном и электрическом нагреве приборы для контроля и регулирования температуры нагрева аналогичны приборам, применяемым при общей термической обработке в стационарных печах.

Таблица 18. Способы местного нагрева при термической обработке сварных соединений

Нагревательные устройства	Питание нагревательных устройств	Назначение, преимущества, недостатки
Газопламенный		
Сварочные горелки, кольцевые горелки (многопламенные); панельные горелки (плоские, многопламенные)	Ацетилен и кислород. Пропан и кислород. Природный газ и кислород	Высокий отпуск, нормализация небольших изделий. Простота оборудования, удобство использования. Большая неравномерность нагрева, ухудшение качества поверхности изделия, невозможность дистанционного управления и автоматизации
Индукционный		
Индукторы гибкие медные без охлаждения или водоохлаждаемые; жесткие алюминиевые или медные охлаждаемые и неохлаждаемые разъемные и неразъемные		Высокий отпуск, нормализация. Применим в основном для тел вращения (труб и пр.)
а) Токами промышленной частоты		
	Мощные трансформаторы типов ТСД-2000, ТСД-1000, ОСУ-100, ТШС-1000 и др.	Равномерный нагрев, возможность дистанционного управления и автоматизации. Пониженная эффективность при малых толщинах металла (примерно менее 30 мм)
б) Токами повышенной частоты (2500 Гц)		
	Преобразователи частоты типов ПВ-50/2500, ПВС-100/2500, ВПЧ-50/2400, ВЭП-100/2400 и др.	Равномерный и экономичный нагрев при малых толщинах, возможность дистанционного управления и автоматизации. Требует водяного охлаждения оборудования
Муфельные печи (разъемные и неразъемные)	Трансформаторы с напряжением на вторичной обмотке (питание нагревателей) 28—42 В	Отпуск, реже нормализация. Возможность обработки изделий разных размеров и формы. Возможность дистанционного и автоматического управления процессом. Возможность регулирования скорости как нагрева, так и охлаждения.
Гибкие нагреватели (в керамических бусах или трубках, мягкой электроизоляции и и т. п.)		Нагрев поперечных участков сварных соединений на поперечных швах протяженных изделий (кольцевые швы на трубах и др.)
Панельные — плоские нагреватели		Нагрев участков сварных соединений правильной и неправильной формы (наиболее универсальный тип нагревателя)
		Нагрев прямолинейных сварных соединений
В экзотермических смесях		
Брикеты	—	Для нагрева изделий с разной формой сварного соединения. Малая точность условий нагрева (температура, время), возможно повреждение поверхности изделия. Просто и удобно в использовании, не требует никакого оборудования

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Винокуров В. А.** Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений М.: Машиностроение, 1973. 214 с.
2. **Земзин В. Н.** Жаропрочность сварных соединений. Л.: Машиностроение, 1972, 270 с.
3. **Лившиц Л. С.** Сварка легированных сталей на монтажных работах в строительстве. М.: Госстройиздат, 1962. 190 с.
4. **Потак Я. М.** Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972. 208 с.
5. **Технология** электрической сварки металлов и сплавов плавлением/Под ред. акад. Б. Е. Патона. М.: Машиностроение, 1974. 767 с.
6. **Хромченко Ф. А.** Сварка оборудования электростанций. М.: Энергия, 1977. 366 с.
7. **Хромченко Ф. А.** Термическая обработка сварных соединений труб электростанций. М.: Энергия, 1972. 223 с.
8. **Шоршоров М. Х., Белов В. В.** Фазовые превращения и изменение свойств стали при сварке. М.: Наука, 1972. 220 с.
9. **Шоршоров М. Х., Чернышева Т. А., Красовский А. И.** Испытание металлов на свариваемость. М.: Металлургия, 1972. 240 с.

Глава 15
АВТОМАТИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

1. ОСНОВНЫЕ ВИДЫ АВТОМАТИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

В современных термических цехах используют следующие основные виды автоматизации:

автоматический контроль и автоматическое регулирование различных технологических параметров (температуры, давления и расхода газов и жидкостей, соотношения топлива и воздуха, состава контролируемых атмосфер и т. д.);

автоматический контроль качества термически обработанных деталей;

автоматическое управление механизмами и транспортными устройствами (толкатели, вытаскиватели, шнеки, рольганги, конвейеры, дверцы печей и т. д.) термического оборудования.

Автоматический контроль технологического процесса применяют для получения информации о ходе процесса по значению одного или нескольких технологических параметров.

Автоматическое регулирование применяют для поддержания требуемого значения технологического параметра на определенном уровне — постоянном во времени или изменяющемся по заданной программе.

Автоматический контроль качества термообработанных деталей заключается в определении получаемых структур, толщины слоя при химико-термической обработке или закалке ТВЧ, твердости и других параметров. Этот контроль чаще всего осуществляется магнитно-электрическими приборами с использованием эталонных образцов.

Автоматическое управление работой термического оборудования осуществляется с целью последовательного выполнения различных операций технологического процесса; автоматизации трудоемких и вредных операций загрузки и выгрузки деталей при термической обработке с помощью промышленных роботов.

Системы автоматического контроля, регулирования и управления в термических цехах состоят из различных устройств: датчиков, измерительных, самопишущих и регулирующих приборов, исполнительных механизмов и регулирующих органов.

2. ПЕРВИЧНЫЕ ПРИБОРЫ СИСТЕМ АВТОМАТИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ И РЕГУЛИРОВАНИЯ

Датчики

Датчиками называют устройства, обеспечивающие восприятие и преобразование входной величины (контролируемого или регулируемого параметра) в выходной сигнал (электрический или пневматический), удобный для усиления, передачи на расстояние и измерения. Конструктивно датчики состоят из чувствительного элемента и преобразователя.

Чувствительными элементами датчиков обычно служат мембраны, манометрические трубки, мембранные коробки, сильфоны и поплавки, которые преобразуют измеряемый параметр (давление, расход, уровень) в движущую силу или момент. Чувствительный элемент связан с дифференциально-трансформаторным или ферродинамическим преобразователем (в технической литературе указанные

Таблица 1. Характеристики термопар с металлическими электродами

Тип термопары	Градуировка	Материал термоэлектродов	Пределы измерения, °С		Рабочая среда
			при длительном измерении	при кратковременном измерении	
ТПП	ПП-1	Платинородий (10% родия) — платина	—20÷1300	1600	Окислительная, вакуум до 1250° С
ТПР	ПР 30/6	Платинородий (30% родия) — платинородий (6% родия)	300—1600	1800	Окислительная
ТХА	ХА	Хромель-алюмель	—50÷1000	1300	Окислительная, вакуум
ТХК	ХК	Хромель-копель	—50÷600	800	Любая
ТНС	НС	Сплав НК-СА	300—1000	—	—
ТВР	ВР 5/20	Вольфрам +5% рения — вольфрам +20% рения	0—1800	2000	Нейтральная, восстановительная, вакуум
ТВР	ВР10/20	Вольфрам +10% рения — вольфрам +20% рения	0—1800	2000	То же

Примечание. Термопары типа ТВР изготовляют по ТУ 2503-1559—70; прочие термопары — по ГОСТ 6616—74.

преобразователи часто называют датчиками). В датчиках Государственной системы промышленных приборов и средств автоматизации (ГСП), предназначенных для измерения давления, расхода и уровня, применяют специальные вторичные преобразователи, основанные на принципе электросиловой или пневмосиловой компенсации. В некоторых случаях (например, в термопарах и термометрах сопротивления) чувствительный элемент объединен с преобразователем.

Датчики для измерения температуры. Измерение температуры при термической обработке осуществляют двумя способами — контактным или бесконтактным. Для контактного способа измерения температур в качестве датчиков используют термопары и термометры сопротивления. При бесконтактном способе датчиками являются телескопы радиационных или фотоэлектрических пирометров [1].

Термопары и термометры сопротивления применяют для контроля и регулирования температуры с помощью широко распространенных вторичных приборов типа потенциометров, милливольтметров, мостов и т. п., а также приборов ГСП, измеряющих унифицированный электрический сигнал. При использовании приборов ГСП сигнал от термопары или термометра сопротивления поступает на специальный промежуточный преобразователь, который преобразует его в унифицированный сигнал постоянного тока (0—5 мА) или напряжения (0—10 В).

Термопары представляют собой замкнутую цепь из двух разнородных электродов (проводников или полупроводников) со спаянными концами. Если концы электродов (спаи) будут иметь разные температуры, то в замкнутой цепи (термопаре) возникнет термоэлектродвижущая сила (ТЭДС), величина которой зависит от разности температур концов цепи (горячего и холодного спаев) и природы материалов, образующих данную цепь (термопару). Зная температуру холодного спая и температурную зависимость величины ТЭДС для материалов, составляющих цепь термопары, можно определить температуру горячего спая (температуру измеряемого объекта).

Для измерения температуры в пределах от —50 до 2500° С применяют термопары с металлическими (табл. 1) или неметаллическими (табл. 2) электродами.

[1] Сведения о радиационных и фотоэлектрических пирометрах даны в разделе «Пирометры излучения».

Таблица 2. Характеристики термопар с неметаллическими электродами

Тип термопары	Материал термоэлектродов	Пределы измерения, °С	Рабочая среда
ТМСВ-340М	Силицид молибдена—силицид вольфрама	300—1650	Агрессивные газы, окислительная
ТГБЦ-360М	Графит—борид	800—2000	Науглероживающая, нейтральная, вакуум
ТГКТ-360М	Графит—карбид титана	До 1700 300—2500	Расплавленный металл Восстановительная, нейтральная, вакуум

Примечание. Термопары типа ТГБЦ и ТГКТ изготовляет Луцкий приборостроительный завод.

Наиболее широкое применение в термических цехах нашли термопары типа ТХА, срок службы которых составляет около 1000 ч при температуре 1000° С в атмосфере воздуха (при этом изменение значения ТЭДС термопары не превышает ±1%). Для повышения срока службы термопар с градуировкой ХА разработан новый состав сплавов повышенной (~ в 2 раза) жаростойкости: для положительного электрода — Ni + 9% Cu + 0,9% Si (сплав сильх) и отрицательного — Ni + 2,4% Si (сплав силин) [15]. Для повышения точности измерения температуры с помощью термопары температура холодного спая должна быть постоянной. Это достигается термостатированием холодного спая при 0° С (при точных измерениях) или переносом холодного спая в зону с постоянной температурой с помощью удлинительных (компенсационных) проводов.

Удлинительные провода изготовляют из более дешевых сплавов и с меньшим электросопротивлением, чем электроды термопар. В паре сплавы проводов при нагреве до температур 100—250° С должны развивать такую же ТЭДС (по величине и по знаку), что и основная термопара (табл. 3).

Для термопар градуировок ПР-30/6, НС и полупроводниковых термопар удлинительные провода не применяют, так как эти термопары при нагреве до 300° С практически не развивают ТЭДС, поэтому нагрев свободных концов термопары до этой температуры не влияет на результаты измерения.

Градуировку термопар обычно производят методом сличения (при помощи образцовой или эталонной термопары) либо путем определения температур плав-

Таблица 3. Металлы и сплавы для изготовления удлинительных проводов [6]

Градуировка термопары	Материал электродов термопары	Материал удлинительных проводов	Возможная температура нагрева холодного спая, °С (не более)
ХА	Хромель »	Медь Сплав НМ (Ni + 17% Cu)	100 250
	Алюмель »	Константан Сплав МТ (Cu+0,5% Ti)	100 250
ХК	Хромель Копель	Хромель Копель	— —
ПП-1	Платина Платинородий (10% Rh)	Медь Сплав ТП (Cu+0,5Ni)	100 100
ВР 5/20	Сплав W+5% Re Сплав W+20% Re	Медь Сплав МН2,4 (Cu+2,4%Ni)	100 100

Таблица 4. Характеристики металлических термометров сопротивления

Тип термометра	Градуировка	Номинальное сопротивление при 0° С, Ом	Диапазон температур длительного применения, °С
ТСП	20 21 22	10 46 100	0—650 —200÷500 —200÷500
ТСМ	23 24	53 100	—50÷180 —50÷180

Примечание. Допускается пребывание термометров сопротивления в среде с температурой на 5% выше верхнего допустимого предела применения (в течение 4 ч).

ления (затвердевания) чистых металлов или солей. При градуировке термопары температуру холодного спая поддерживают равной 0° С, используя для этой цели сосуд с тающим льдом. Значения ТЭДС проверяемой термопары и величины погрешностей оцениваются в соответствии со значениями, предусмотренными ГОСТ 3044—77.

Термометры сопротивления. Принцип действия термометров сопротивления основан на свойстве металлов или полупроводников менять свое сопротивление при изменении температуры.

Металлические термометры сопротивления обеспечивают более высокую (по сравнению с термопарами) точность измерения в интервале температур от —200 до 500° С. Их недостаток состоит в том, что из-за значительной длины чувствительного элемента они могут применяться лишь для измерения средней температуры объекта. В соответствии с ГОСТ 6651—59 выпускаются платиновые ТСП и медные ТСМ термометры сопротивления (табл. 4).

Полупроводниковые термометры сопротивления (термисторы) по сравнению с металлическими имеют ряд преимуществ: меньшие размеры, значительно больший (~ в 10 раз) температурный коэффициент электросопротивления; высокую чувствительность и малую инерционность. Срок службы термисторов составляет от 3000 до 10 000 ч.

Промышленностью выпускается около ста типов термисторов, большинство из которых позволяет измерять температуру в сравнительно узком диапазоне: от —60 до +125° С. Кобальтмарганцевые термисторы типов КМТ-1, КМТ-4 дают возможность измерять температуру до +180° С; типов КМТ-14, СТ-18 и СТ-19 до 300° С. Термисторы типа СТЗ-25 имеют температурный диапазон от —100 до +125° С. Термисторы широко применяются в автоматике и могут быть использованы в практике термической обработки для точных измерений температур от —100 до +300° С.

Датчики для измерения углеродного потенциала контролируемых атмосфер. В практике термической обработки применяют методы прямого и косвенного измерения углеродного потенциала атмосферы. Прямой метод основан на определении изменения электросопротивления датчика — тонкой проволоки из технически чистого железа (фольги), в результате его науглероживания при химико-термической обработке. При этом методе учитываются возможные колебания температуры, давления и состава контролируемого газа в печи. Недостатки метода — ограниченные пределы измерения углеродного потенциала (0,2—1,2%) и одноразовое действие датчика [3].

Косвенный метод контроля и регулирования углеродного потенциала заключается в отборе из генератора или печи пробы газа и анализе ее на содержание одного из компонентов газовой смеси. Возможность применения косвенного метода основана на том, что углеродный потенциал эндотермической атмосферы, в которой количество газов CO, H_2 и N_2 практически постоянно, можно регулировать изменением содержания одного из трех газов: H_2O, CO_2 и CH_4. В практических условиях углеродный потенциал атмосферы измеряют и регулируют либо по

содержанию в ней водяных паров, определяемому точкой росы газа, либо по содержанию CO_2.

Углеродный потенциал атмосферы можно рассчитать по кислородному потенциалу (O_2-потенциалу), если известны температура и концентрация CO в атмосфере [4].

Датчики для измерения точки росы. Датчик конструкции НИИТАвтопрома [11] представляет собой кварцевую трубку, обмотанную слоем стеклоткани, пропитанной раствором хлористого лития. Поверх стеклоткани намотаны два изолированных один от другого электрода из платиновой проволочки, к которым подведено переменное напряжение. При контакте датчика с газом, содержащим водяные пары, хлористый литий вследствие своей гигроскопичности поглощает воду, образуя электролит. При этом между электродами проходит электрический ток, что приводит к повышению температуры датчика и испарению влаги из электролита. Когда содержание влаги в датчике становится меньше, чем в окружающем газе, снова начинается процесс поглощения водяных паров и нагрев датчика. Поглощение и испарение влаги датчиком продолжается до тех пор, пока между влажностью газа и количеством влаги в хлористом литии не установится при определенной температуре динамическое равновесие. Температура равновесия (точки росы) измеряется медным термометром сопротивления, помещенным внутри кварцевой трубки и подключенным к электронному мосту.

Эбонитовый датчик представляет собой пористый эбонитовый стержень, пропитанный хлористым литием. В зависимости от влажности пробы газа сопротивление датчика, измеряемое электронным мостом, изменяется от 10^6 до 10^{12} Ом. Эти датчики не могут быть использованы для измерения и регулирования углеродного потенциала при нитроцементации, так как хлористый литий взаимодействует с аммиаком атмосферы, и датчики выходят из строя.

Датчик кислородного потенциала представляет собой твердоэлектролитную ячейку (ТЭЯ), обладающую кислородно-анионной проводимостью. Внешний электрод датчика, представляющий собой запаянную трубку из твердого раствора окиси кальция в двуокиси циркония, находится в атмосфере анализируемого газа. К внутреннему (эталонному) электроду датчика подается воздух с известным кислородным потенциалом. Между внутренним и внешним электродами датчика возникает разность потенциалов, зависящая от концентрации кислорода в воздухе и анализируемом газе, которая измеряется вторичным прибором.

Таблица 5. Характеристики датчиков для измерения давления и расхода жидкостей и газов

Тип датчика	Назначение	Пределы измерения давления, кгс/см²	Предельный перепад давления, кгс/см²	Измеряемая среда	Применяемый преобразователь
МЭД	Манометр Вакуумметр Мановакуумметр	0—1600	—	Жидкость или газ	Дифференциально-трансформаторный
ДМ	Дифманометр	—	0,16—6,3		
ДКОФМ-Т	Тягомер (напоромер)	0—40	—	Неагрессивные газы	Ферродинамический
ДКОФМ-То	Тягонапоромер	—20÷20	—		
ДКО	То же	—0,1÷0,1	—		
ДКОФМ-Р	Расходомер	—	—		
ДК-ТПВФ	Тягомер	0—0,163	—	То же	
ДК-РПВФ	Расходомер	—	—		

Примечание. В зависимости от типа датчика и пределов измерения основная погрешность составляет 1,0; 1,5; 2,5%.

Таблица 6. Характеристики датчиков ГСП для измерения перепада давления или расхода жидкостей и газов

Тип датчика	Назначение	Предельный перепад давления, кгс/м²	Предельно допускаемое избыточное давление, (кгс/см²)	Класс точности	Выходной сигнал, мА (кгс/см²)
Мембранные электрические					
ДМ-Э1	Перепадомер	16—100	2,5	1; 1,5	0—5
ДМ-Э2		100—630	10		0—20
ДМ-ЭР1	Расходомер	16—100	2,5		5; 20
ДМ-ЭР2	—	100—630	10		
Сильфонные электрические					
ДС-Э3	Перепадомер	400—2 500	100; 400	0,6; 1; 1,5	0—5 или 0—20
ДС-Э4		4 000—16 000			
ДС-Э5		25 000—63 000			
ДС-ЭР3		400—2 500			
ДС-ЭР4	Расходомер	4 000—16 000	100; 400	—	5; 20
ДС-ЭР5		25 000—63 000			
Мембранные пневматические					
ДМ-П1	Перепадомер	10—100	2,5	1; 1,5; 2,5	(0,2—1)
ДМ-П2		100—630	10	1	
Сильфонные пневматические					
ДС-П3	Перепадомер	400—2 500	100; 400	0,6; 1; 1,5	(0,2—1)
ДС-П4		4 000—16 000			

Датчики для измерения давления и расхода жидкостей и газов. Для измерения давления (абсолютного, избыточного или вакуума) и расхода (по перепаду давления) жидкостей и газов применяют датчики с электрическим выходным сигналом переменного тока или датчики ГСП с унифицированным выходным сигналом.

Датчики с электрическим выходным сигналом переменного тока (табл. 5) и с дифференциально-трансформаторными преобразователями используются в комплекте со вторичными автоматическими электронными приборами с дифференциально-трансформаторной измерительной схемой (ЭПИД, ДС1, КСД1 и др.). Датчики с ферродинамическими преобразователями работают в комплекте со вторичными автоматическими приборами (ВСФ, КСФ2 и др.) с ферродинамической измерительной схемой.

Датчики ГСП по виду унифицированного выходного сигнала подразделяются на датчики с электрическим токовым и пневматическим выходными сигналами дистанционной передачи. Датчики ГСП применяют для измерения перепада давления или расхода (табл. 6) жидкостей и газов в комплекте с вторичными приборами и регуляторами, работающими от унифицированного электрического (прибора серии КСУ) или пневматического (приборы ПВ системы «Старт») сигналов.

Преобразователи датчиков

Преобразователями датчиков называют устройства, обеспечивающие преобразование сигнала от чувствительного элемента датчика в пропорциональное величине сигнала напряжение (ЭДС) переменного тока или унифицированный токовый (пневматический) сигнал (для датчиков ГСП). Сигналом от чувствительного элемента может служить линейное перемещение плунжера (в дифференциально-трансформаторных преобразователях) или угол поворота рамки (в ферродинами-

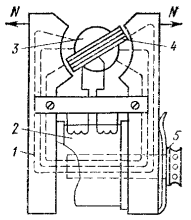


Рис. 1. Схема ферродинамического преобразователя

ческих преобразователях). В преобразователях датчиков ГСП чаще всего используется метод силовой компенсации.

Дифференциально-трансформаторный преобразователь. Такой преобразователь состоит из дифференциального трансформатора (катушки), плунжера, одной первичной и двух вторичных обмоток. Если плунжер расположен симметрично относительно вторичных обмоток, то наводимые в них ЭДС равны, но противоположны по знаку. В этом случае выходной сигнал преобразователя равен нулю. При перемещении плунжера вверх или вниз от среднего положения соответственно изменяется величина и знак выходного сигнала.

Отечественной промышленностью выпускается несколько типов дифференциально-трансформаторных преобразователей (ПЭС, ДПЭС-Т, ЭПВИ-14 и др.). Для получения унифицированного сигнала эти преобразователи подключают к специальным вторичным (нормирующим) преобразователям типа НП-П1М или НП-ПЛ1.

Ферродинамический преобразователь (рис. 1). В состав преобразователя входят магнитопровод, включающий ярмо *1*, плунжер *5* и сердечник *3* с агатовыми подпятниками, в которых поворачивается на стальных кернах подвижная рамка *4*. На магнитопроводе расположена катушка *2* с обмотками возбуждения (в некоторых типах преобразователей наряду с обмоткой возбуждения имеется одна или две обмотки смещения). Обмотка возбуждения подключается к источнику переменного тока частотой 50 Гц и напряжением 12 или 60 В.

Переменный ток обмотки возбуждения создает магнитный поток, индуктирующий в подвижной рамке ЭДС величиной 1—0—1 В (ЭДС зависит от угла поворота рамки относительно оси *N*—*N*). При наличии обмотки смещения в ней индуктируется ЭДС величиной 1 В.

Промышленностью выпускается несколько модификаций ферродинамических преобразователей типа ПФ с напряжением выходного сигнала 1—0—1 В, а также от 0 до 2 В (при одной обмотке смещения) или от 1 до 3 В (при двух обмотках смещения). Для преобразования выходного сигнала ферродинамических преобразователей в унифицированный сигнал постоянного тока или напряжения используют дополнительные преобразователи типа ПФТ (0—5 и 0—1 мА) или ПФН (0—3 и 0—10 В).

Преобразователи датчиков ГСП. Эти преобразователи могут быть электросиловыми (рис. 2) и пневмосиловыми. Функционально они аналогичны.

Чувствительный элемент датчика *9*, механически воздействуя на рычажную систему *1* с усилием *P*, пропорциональным измеряемому параметру, перемещает управляющий флажок *4* дифференциально-трансформаторного индикатора рассогласования *5*. В последнем это перемещение преобразуется в электрический сигнал переменного тока, поступающий на вход электронного усилителя *6*. Выходной сигнал электронного усилителя поступает в линию дистанционной передачи к измерительному прибору и одновременно на обмотку *7* магнитоэлектрического устройства *8*. В последнем создается усилие обратной связи $P_{о.с}$, которое уравновешивает входное усилие *P*.

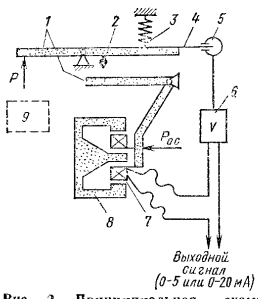


Рис. 2. Принципиальная схема электросилового преобразователя

Настройка преобразователя осуществляется перемещением корректора *2*, изменяющим передаточное отношение рычажной системы. Установка начального значения выходного сигнала осуществляется с помощью пружины *3*. Преобразователи с электросиловой компенсацией работают в комплекте с полупроводниковыми электронными усилителями типа УП-20 (выходной сигнал 0—20 мА) и УП-20-5 (выходной сигнал 0—5 мА).

3. ВТОРИЧНЫЕ ПРИБОРЫ СИСТЕМ АВТОМАТИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ И РЕГУЛИРОВАНИЯ

В системах автоматического контроля и регулирования технологических процессов термической обработки первичные приборы (датчики) используются в комплекте со вторичными измерительными, самопишущими и регулирующими приборами (милливольтметры, логометры, электронные приборы). Наиболее совершенными и распространенными вторичными приборами являются автоматические электронные приборы.

Промышленностью выпущено большое число различных типов вторичных электронных приборов и их модификаций (табл. 7), которые можно классифицировать по следующим признакам:

по функциональному назначению на показывающие (ЭПВ2 — электронный потенциометр с вращающейся шкалой; ЭМВ2 — электронный мост; ПП4 — потенциометр показывающий; МП4 — мост показывающий; А501 — потенциометр аналоговый показывающий, одношкальный; А511 — потенциометр многошкальный); показывающие и регулирующие (ППР4, МПР4, КПП1, КПМ1, КПУ1); показывающие и самопишущие (регистрирующие) типов ПС1, МС1, ПСМ2, МСМ2, ДСМ2, А542, А543; показывающие, самопишущие и регулирующие (ЭПП, ЭМП, ЭПД, ЭМД, ЭП, ЭМ, ПЭД-250, МЭД-250, ПСР1, МСР1, ДСР1, ПМСР2, МСМР2, ДСМР2, КС1, КС2, КС3, КС4);

по конструктивным характеристикам на приборы нормального габарита (длина шкалы до 280 мм); малогабаритные (длина шкалы 150—210 мм) и миниатюрные (длина шкалы 100—120 мм); приборы с диаграммной бумагой в виде ленты (ЭПП, ЭМП, ПС1, МС1, ДС1, ПСМ2, МСМ2, КС1, КС2, КС4, А542 и др.); приборы с диаграммной бумагой в виде диска (ЭПД, ЭМД, ПЭД-250, МЭД-250, ЭПИД, КС3 и др.);

по типу измерительной схемы на потенциометры, уравновешенные мосты, приборы с дифференциально-трансформаторными или ферродинамическими преобразователями;

по классу точности на прецизионные (класс точности 0,25 и выше), средней точности (классы точности 0,5 и 1,0) и низкой точности (класс точности 1,5 и ниже);

по времени прохождения указателем всей шкалы на быстродействующие (0,25—0,5 с), среднего быстродействия (1—10 с), низкого быстродействия (более 10 с).

Вторичные приборы, обеспечивающие регулирование измеряемого параметра, классифицируют также по типу регулирующего устройства.

В настоящее время выпускают автоматические электронные приборы серии К (КП — показывающие, КВ — показывающие с вращающейся шкалой и КС — самопишущие), имеющие следующие обозначения: КПП, КВП, КСП — потенциометры; КПМ, КВМ, КСМ — уравновешенные мосты; КСД — приборы с дифференциально-трансформаторным преобразователем; КСФ — приборы с ферродинамическим преобразователем; КПУ, КВУ, КСУ — приборы унифицированного электрического сигнала.

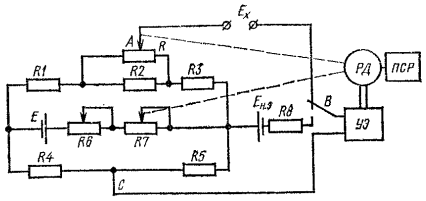
Миниатюрные электронные показывающие приборы типа КП1 (КПП1, КПМ1, КПУ1), выпускаемые заводом «Автоматика» (Кировокан), предназначены взамен приборов типа ПП и МП. Приборы типа КС1 (КСП1, КСМ1, КСУ1) с ленточной диаграммой (одноточечные) заменяют приборы типа ПСМ, МСМ. Приборы малогабаритные типа КС2 (КСП2, КСМ2, КСД2, КСУ4) с ленточной диаграммой выпускаются заводом «Львовприбор» взамен приборов ПС и МС. Автоматические приборы типа КС3 с дисковой диаграммой, выпускаемые заводом «Теплоприбор» (Челябинск), и КС4 с ленточной диаграммой, изготовляемые на заводе «Манометр» (Москва), заменяют приборы ЭПД, ЭМД, ЭПП, ЭМП.

В промышленности применяют вторичные приборы с потенциометрической (электронные потенциометры), мостовой (электронные уравновешенные мосты),

Таблица 7. Основные технические данные автоматических электронных приборов

Показатель	ЭПВ2, ЭМВ2, КВП1, КВМ1, КВУ1; ЭНВ2	ПМ4, ММ4, КПП1, КПМ1, КПУ1	ЭПД, ЭМД, ЭПВ1, КСП3, КСФ3	ЭП, ЭМ	ПЕД-250, МЕД-970	ЭПП, ЭМП, ЭПР, ЭМР	ПСЦ, ПСП1, МСЦ, МСП1, ДСЦ, ДСП1	ПСМ2, ПМСР2, МСМ2, МСМР2, ДСМ2, ДСМР2	КСП1, КСМ1, КСУ1	КСП2, КСМ2, КСУ2, КСД2	КСП4, КСМ4, КСУ4	А501	А511	А542 (А543)
Погрешность %: показаний	±0,5	±0,6	±0,5	±0,5	±0,5	±0,5 и ±1	±0,5	±1	±0,5	±0,25	±0,25	±1	±0,5	±0,5
записи	—	—	±1	±1	±1	±0,5 и ±1	±1	±1	±1	±1	±0,5	—	—	±1,0
Время прохождения указателем или каретки всей шкалы, с	2,5; 10	3; 5; 10	5; 15	7; 20	5; 15	2,5; 8	2,5; 8	1; 2,5; 6	2,5; 10	2,5; 10	1; 2,5; 10	2,5; 10	2,5	1,0; 2,5; 10
Ширина диаграммы или длина шкалы, мм	660	315	600	700	600	275	160	100	100	160	250	100	100	100
Скорость перемещения диаграммной ленты, мм/ч	—	—	—	—	—	20—720; 60—1440; 60—9600	20; 40; 60; 120; 240; 360	20; 60; 120	20; 40 60; 120	20—3600	20—54000; 60—7200	—	—	20; 40; 60; 180; 600; 1800
Время оборота диаграммы, ч	—	—	24	12, 24, 48	24	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Рис. 3. Функциональная схема электронного потенциометра



дифференциально-трансформаторной и ферродинамической измерительными схемами.

Автоматические электронные потенциометры. Эти потенциометры предназначены для контроля, записи и регулирования (при наличии регулирующего устройства) температуры и других параметров, преобразованных в напряжение постоянного тока.

Принцип действия автоматического потенциометра (рис. 3) состоит в следующем: измеряемая ТЭДС термопары (телескопа радиационного пирометра) или напряжение постоянного тока E_x алгебраически суммируется с напряжением между точками A и C измерительной диагонали AC. Результирующий сигнал (сигнал рассогласования) подается на вход электронного усилителя *УЭ*, на выходе которого включен реверсивный двигатель *РД*. Ротор двигателя кинематически связан с движком A реохорда R. В зависимости от величины и знака сигнала рассогласования реверсивный двигатель перемещает в ту или другую сторону движок A, изменяя напряжение между точками A и C до момента компенсации E_x. Одновременно с движком реохорда двигатель перемещает по шкале показывающую стрелку или перо (каретку) прибора, а также воздействует на сигнализирующее или регулирующее устройство (СР), если они имеются.

В электронных потенциометрах с измерительной схемой, питающейся от сухой батареи E, контроль величины рабочего тока осуществляется вручную или автоматически. При этом электронный усилитель включается последовательно (переключатель B в нижнем положении) с цепью нормального элемента $E_{н.э}$, имеющего постоянную по величине ЭДС. Одновременно происходит механическое сцепление движка реостата $R7$ с ротором двигателя *РД*. Если падение напряжения на сопротивлении $R5$ не равно ЭДС нормального элемента, то на вход *УЭ* подается разность напряжений, приводящая во вращение двигатель *РД*. Последний переместит движок реостата $R7$ и установит требуемое значение рабочего тока в измерительной цепи.

В современных потенциометрах питание измерительной схемы осуществляется от стабилизированного источника питания типа ИПС, обеспечивающего постоянство рабочего тока и напряжения.

Потенциометры ЭПП, ЭПД, ЭПВ, ПП, ПЭП-250, ПС, П, ПСМ и др. в настоящее время заменяются новыми приборами серии К типов КВП, КПП, КСП, КСУ (см. табл. 7). Приборы типа КСУ предназначены для работы в комплекте с датчиками унифицированного сигнала тока (ДТС) и напряжения (ДНС).

Автоматические электронные уравновешенные мосты. Принцип работы их состоит в автоматическом уравновешивании мостовой схемы в комплекте с электрическими термометрами сопротивления.

Промышленностью выпускаются мосты серии К (типов КПМ1, КСМ1, КСМ2, КСМ3 и КСМ4), а также используются ранее выпущенные приборы типов МСМ, МСМР, МП4, МПР3, МС, МСР, ЭМВ, ЭМД, ЭМП и др. (см. табл. 7).

Автоматические электронные приборы с дифференциально-трансформаторным преобразователем в измерительной схеме (рис. 4). Такие приборы получили широкое применение для контроля, записи и регулирования расхода жидкости и газа, разности давлений, избыточного давления, уровня жидкости и других величин. Первичные обмотки *I* преобразователей датчиков *ДТП1* и *ДТП2* прибора соединены последовательно. Вторичные обмотки *II* преобразователей, состоящие из двух секций, соединены навстречу друг другу.

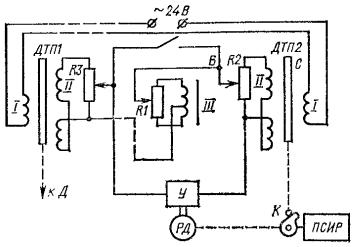


Рис. 4. Функциональная схема электронного прибора с дифференциально-трансформаторным преобразователем

Сердечник преобразователя *ДТП1* механически связан с чувствительным элементом датчика (*Д*). Сердечник преобразователя *ДТП2* вторичиого прибора перемещается кулачком *К*, вращаемым реверсивным двигателем *РД*. При питании первичных обмоток преобразователей напряжением переменного тока во вторичных обмотках индуктируются переменные напряжения, величина и фаза которых зависит от положения сердечников преобразователей. Сумма напряжений вторичных обмоток преобразователей подается на вход усилителя *У*. При одинаковом расположении сердечников преобразователей сумма напряжений вторичных обмоток равна нулю. При изменении измеряемого параметра в результате перемещения сердечника *ДТП1* на вход усилителя поступает сигнал рассогласования. В зависимости от величины и знака сигнала реверсивный двигатель через кулачок переместит в соответствующем направлении сердечник *ДТП2* до момента уравновешивания схемы. Реверсивный двигатель связан с показывающей стрелкой и пишущим пером прибора, а также с интегрирующим и регулирующим устройствами (*ПСИР*). Дополнительная обмотка *III* и переменное сопротивление *R1* предназначены для корректировки вторичного напряжения при среднем положении сердечника преобразователя датчика.

В промышленности применяются приборы с вращающимся циферблатом типа ЭИВ2; показывающие и самопишущие одноточечные с дисковой диаграммой типа ЭПИД; показывающие и самопишущие типа ДС1 и ДСР1; показывающие и самопишущие миниатюрные типа ДСМ2 и ДСМР2, а также новые приборы типа КСД2 (см. табл. 7).

Автоматические электронные приборы с ферродинамическим преобразователем в измерительной схеме (рис. 5). Они предназначены для контроля, записи и регулирования давления, расхода, уровня и других параметров. Обмотки возбуждения преобразователей датчика *1ПФ* и *2ПФ* электронного прибора соединены последовательно и питаются переменным током. Рамка преобразователя *1ПФ* связана с чувствительным элементом датчика *Д*, а рамка преобразователя *2ПФ* поворачивается реверсивным двигателем *РД*. Рамки преобразователей соединены между собой последовательно и подключены на вход усилителя *У*. Если рамки преобразователей повернуты на одииаковый угол, то их сумма иапряжений равна нулю. При отклонении измеряемого параметра изменяется угол поворота рамки *1ПФ*, и на вход усилителя поступает сигиал рассогласоваиия. В зависимости от величины и знака сигнала реверсивный двигатель поворачивает рамку *2ПФ* на определениый угол в соответствующем направлении, обеспечивая уравновешивание схемы. Одновременно двигатель перемещает показывающую стрелку и пишущее перо, а также воздействует на интегрирующее и регулирующее устройства (*ПСИР*), если они имеются.

В промышленности используют приборы ВСФ, КСФ2 и КСФ3 (см. табл. 7).

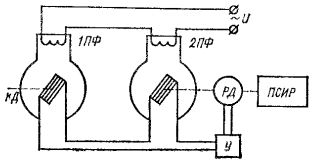


Рис. 5. Функциональная схема электронного прибора с ферродинамическим преобразователем

4. ПРИБОРЫ И УСТАНОВКИ ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ УГЛЕРОДНОГО ПОТЕНЦИАЛА КОНТРОЛИРУЕМЫХ АТМОСФЕР

Измереиие и регулироваиие углеродного потенциала производят приборами определеиия влажности газа (точки росы), содержания CO_2 и содержания O_2 (кислородного потенциала).

Приборы определеиия влажиости газа. Для периодического измерения точки росы атмосферы генератора или печи используют конденсациоиные гигрометры. Работа приборов основана иа измерении температуры охлаждаемого металлического зеркала в момент конденсации на нем влаги, содержащейся в анализируемом газе. Зеркало охлаждается двуокисью углерода или жидким азотом либо полупроводниковой термобатареей. Пределы измереиия точки росы отечественными гигрометрами (ИИГ-1, ВИГ-2М, ВИГ-3, ВИГ-5) от +30 до —60° С.

Приборы с хлористолитиевыми датчиками использованы в отечественных установках типа УРСГ конструкции НИИТАвтопрома. Установка УРСГ-4М позволяет измерять точку росы с точностью ±0,6° С.

Прибор ИВ-4-2 (ИВ-439) конструкции ВНИКИ Цветметавтоматика состоит из эбонитового датчика, измерительного и регулирующего устройств. Прибор позволяет контролировать состав эндотермической атмосферы по точке росы, изменяющейся в пределах от +16 до —11° С.

Для автоматического контроля и регулирования состава атмосферы в эндогенераторах и печах по точке росы предназначеиа установка «Иней-1». Рабочий диапазон измерения точки росы от —85 до +20° С. Основная абсолютная погрешность измерительной части установки не превышает 1° С температуры точки росы.

Инфракрасные газоанализаторы. Они предназначены для измерения и регулирования состава печной атмосферы по содержанию CO_2, отличаются высокой точностью, быстротой действия и универсальностью (их можно применять и при нитроцементации).

Принцип действия инфракрасных газоанализаторов основан на способности сложных газов (CO, CO_2, CH_4 и др.) поглощать инфракрасные лучи определенной длины волны. При этом степень поглощения инфракрасного излучения зависит от концентрации газа в анализируемой смеси.

Наиболее распространены приборы, в которых энергия инфракрасного излучения определяется конденсаторным микрофоном с помощью оптико-акустического эффекта. Этот принцип использован в газоанализаторах ОА-2209. Прибор одноточечный с пределами измерения 0—1% CO_2. Точность измерения прибора ±2,5% от верхнего предела, при этом погрешность измерения углеродного потенциала может превышать ±0,1% С.

Более совершенными газоаиализаторами являются приборы, в которых энергия инфракрасного излучения определяется с помощью дифференциальной термопары. Этот принцип положен в основу работы прибора «Инфраред» (США), применяемого в нашей стране [8]. Прибор позволяет одновременно контролировать и регулировать состав газа по CO_2 и CH_4 в шести точках: в двух точках по CH_4, в остальных — по CO_2.

Прибор отличается высокой чувствительиостью к малым коицентрациям исследуемых газов (±0,005% CO_2) и обеспечивает высокую (±0,05% С) точность регулирования углеродного потенциала.

Прибор для измерения кислородного потеициала [4]. Этот прибор лишен некоторых недостатков, присущих другим приборам косвенного измерения углеродного потенциала. Это объясняется тем, что датчик кислородного потенциала находится в печи в непосредственной близости от обрабатываемых деталей, а не в камерах отбора пробы газа (при подаче пробы из печи в камеру состав газа может измеииться).

5. РЕГУЛИРУЮЩИЕ УСТРОЙСТВА

Регулирующие устройства электроиных приборов в совокупиости с исполнительными механизмами и регулирующими органами обеспечивают поддержание технологических параметров в определенных пределах или изменение их по за-

данной программе. Эти устройства либо встраиваются во вторичные приборы либо выполняются в виде отдельной приставки, называемой регулятором (регулирующим устройством) приборного типа. В последнем случае во вторичные приборы встраиваются реостатные преобразователи (задатчики), электрический сигнал с которых подается на регулятор приборного типа.

В зависимости от типа и модификации вторичного прибора применяются следующие регулирующие устройства: электрические позиционные, многоканальные, электрические или пневматические непрерывного действия.

В электрических позиционных (релейных) регулирующих устройствах первичные контакты, управляющие исполнительными механизмами, имеют ограниченное число фиксированных позиций (положений). Большинство модификаций как ранее выпущенных приборов, так и новых автоматических приборов комплекса КС1, КС2, КС3 и КС4 снабжены встроенными двух- и трехпозиционными регулирующими устройствами.

Многоканальные электрические регулирующие устройства. Такие устройства обеспечивают двух- или трехпозиционное регулирование с раздельным или общим заданием регулируемого параметра по каждому из шести или двенадцати каналов.

Промышленностью выпущены спецнальные модификации автоматических электронных потенциометров КСП2 (КСУ2), КСП4 (КСУ4), ЭПР-09РМ3, ЭПР-09РДМ3, ЭПР-16АРМ3, уравновешенных мостов КСМ-2, КСМ-4, ЭМР-109РИМ3, ЭМР-209РМ3, ЭМР209РДМ3 со встроенными многоканальными регулирующими устройствами, работающими в комплекте с блоками регулирующих реле типа БР, блоками задачи типа БЗ и исполнительными механизмами. Многоточечные приборы КСП4, КСМ4 и КСУ4 с регулирующим устройством, имеющим раздельную дистанционную задачу на каждую точку, работают в комплекте с регулирующими блоками БР-01, БР-02 и блоками задачи БЗ-01.

Электрические и пневматические регулирующие устройства, или регуляторы непрерывного действия. Они обеспечивают плавное регулирование различных технологических параметров. Электрические регуляторы работают в комплекте со вторичными автоматическими приборами, снабженными реостатными преобразователями (задатчиками) с зоной пропорциональности 10, 20 и 100%. В первых двух задатчиках полный диапазон изменения сопротивления реостата соответствует 10 или 20, а в последнем задатчике — 100%-ному диапазону шкалы вторичного прибора.

Электрические регуляторы приборного типа в комплекте с реостатными задатчиками вторичных приборов КС1, КП1, КВ1, КС2, КС3 и КС4 позволяют осуществлять пропорциональное (П), интегральное (И), пропорционально-интегральное (ПИ) и пропорционально-интегрально-дифференциальное (ПИД) регулирование. Пневматические регулирующие устройства, встроенные в автоматические вторичные приборы, обеспечивают непрерывное регулирование по ПИ и ПИД законам.

Промышленностью выпускаются одноточечные автоматические показывающие и самопишущие потенциометры типа КСП4 (КСУ4) и уравновешенные мосты типа КСМ4 со встроенным пневматическим ПИД-регулирующим устройством типа ПРЗ-27М. Ранее выпускались приборы типа ЭПП, ЭМП, ЭПД и ЭМД с пневматическим ПИ-регулирующим (изодромным) устройством типа 04. Электронные приборы с пневматическими регулирующими устройствами широко применяются для автоматического регулирования температуры в термических печах с газовым обогревом.

В качестве приставок к вторичным приборам применяют регуляторы типов БРУ, ИРМ, ЭР, выпускаемые заводом «Теплоприбор» (г. Челябинск) и РУ4-16А, изготовляемые заводом «Электроприбор» (г. Киев).

Бесконтактные регуляторы БРУ-11 и БРУ-21 предназначены для работы в комплекте с приборами, имеющими реостатные задатчики с зоной пропорциональности 100 и 10%. Эти устройства осуществляют регулирование постоянства одного параметра по П- или И-законам, а также соотношения двух параметров технологического процесса.

Электрический пропорционально-интегральный малогабаритный регулятор типа ИРМ-240 предназначен для работы со вторичными приборами, снабженными реостатными задатчиками с зоной пропорциональности 10 или 20%, и с электрическими исполнительными механизмами. Регуляторы типа ЭР предназначены для регулирования по И-закону постоянного значения регулируемого параметра (модификация ЭР-250) или постоянного соотношения двух параметров (ЭР-252).

Автоматический регулятор РУ4-16А предназначен для регулирования по П-, ПИ-, ПД- и ПИД-законам различных тепловых и технологических процессов и работает с приборами, имеющими 10, 20 и 100%-ные задатчики, а также с исполнительными механизмами, снабженными реостатом обратной связи.

Перечисленные выше регуляторы обеспечивают поддержание заданного значения параметра постоянным во времени.

Для регулирования сложных технологических процессов термической обработки применяют программные регулирующие и задающие устройства РУ5-01М, РУ5-02М, серийно выпускаемые заводом «Львовприбор». Устройства РУ5-01М предназначены для трехпозиционного регулирования по заданной программе различных технологических параметров (температуры, давления, расхода и др.). Устройства РУ5-02М, работающие совместно с регуляторами РУ4-16А, предназначены для пропорционального или изодромного регулирования по заданной программе различных технологических параметров. Программные устройства РУ5-01М и РУ5-02М комплектуются с автоматическими приборами типов ЭПП, ЭМП, ПСР, МСР, КС4 и пр., имеющими дополнительный реостатный задатчик со 100%-ной зоной пропорциональности. Погрешность устройств РУ5-01М и РУ5-02М не превышает ±0,5%, а порог чувствительности следящей системы ±0,2%. Максимальная продолжительность цикла программы 500 ч.

В промышленности также могут найти применение новые устройства типа КПЗ-Л, выпускаемые заводом «Теплоприбор» (г. Челябинск).

Устройства типа КПЗ-Л, представляющие собой одноканальные приборы с программой, вырезанной из дисковой диаграммной бумаги, предназначены для работы с приборами комплекса КС, имеющими дополнительные реостатные задатчики со 100%-ной зоной пропорциональности. Они обеспечивают регулирование по П, ПИ, ПД и ПИД-законам. Погрешность воспроизведения программы по выходному сигналу задающего устройства не превышает ± 1% от диапазона изменения программы.

6. ИСПОЛНИТЕЛЬНЫЕ МЕХАНИЗМЫ

Важным элементом систем автоматического регулирования и дистанционного управления является исполнительный механизм, который за счет дополнительной энергии осуществляет перемещение регулирующего органа (клапана, заслонки, шибера, крана) в соответствии с сигналами, поступающими от управляющего или регулирующего устройства.

По виду дополнительной энергии исполнительные механизмы подразделяются на гидравлические, пневматические и электрические.

Гидравлические исполнительные механизмы (типа СПГП, ГИМ и др.) представляют собой поршневые сервомоторы с кривошипным механизмом. В пневматических исполнительных механизмах мембранного типа (например, МИМР) мембрана соединена непосредственно с регулирующим дросселем или клапаном, изменяющими подачу воздуха или газа в топливных печах.

Наиболее часто применяют электрические исполнительные механизмы. К ним относятся контакторы (серии К, КМ, КП и др.) и магнитные пускатели (серии П, ПА и др.), предназначенные для управления цепями питания электрических печей и электродвигателей; электромагнитные приводы серии ЭВ-1, ЭВ-2, ЭВ-3, МИС, ВЭМ1 и др., осуществляющие прямолинейное движение приводного органа; электромоторные (однооборотные и многооборотные) приводы, состоящие из электродвигателя, редуктора и конечных выключателей.

В системах автоматического регулирования температуры, давления и расхода топлива в газовых печах применяют электрические исполнительные механизмы (табл. 8).

В настоящее время Чебоксарским и Севанским заводами электрических исполнительных механизмов осваиваются малооборотные (20—100 об/мин) электродвигатели с электромагнитной редукцией и передаточным отношением

Таблица 8. Характеристики электрических исполнительных механизмов

Тип механизма	Номинальный момент на выходном валу, кгс·м	Пусковой момент, кгс·м	Угол поворота вала, градусы	Время одного оборота вала, с	Вид управления
ДР-М; ДР-1М	1 *	—	180 **	10, 30,	Контактное
ПР-М; ПР-1М			от 0 до 180 **	60, 90, 120	
ИМ-2/120	2	3	120	120	
ИМТМ-4/2,5	4	6	350	2,5	
МЭК-10К/120	10	15	90, 270	120	
МЭО-160/100К	160	275	90, 240	100	
БИМ-2,5/120	2,5	3,5	120	120	Бесконтактное
БИМ-25/100	25	31	90, 270	100	
ИМ2Б/15М	15	22	90, 240	80	Бесконтактное или контактное
ИМ2Б/45М	45	67	90, 240	280	
МЭМ-1,6	1,6	—	10; 25 ***	1; 2,5; 6,3	—
МЭМ-25	25		10; 25; 63 160 ***	63	

* Момент, соответствующий повороту вала на 180° за 30 с;
** Поступательное движение штока ДР-М составляет 19 мм, а ПР-М — 20 мм;
*** Для МЭМ-1,6 и МЭМ-25 указано число оборотов выходного вала.

100—200 на одну ступень. Исполнительные механизмы с указанными электродвигателями имеют бо́льшие технические возможности, надежность и срок службы, чем обычные.

7. ПИРОМЕТРЫ ИЗЛУЧЕНИЯ

Для измерения температуры бесконтактным способом применяют пирометры, принцип работы которых основан на измерении суммарной энергии или состава излучения нагретого тела. В зависимости от способа измерения различают радиационные, оптические, фотоэлектрические и цветовые пирометры.

Радиационные пирометры. Эти пирометры измеряют полную (световую и тепловую) энергию излучения тела с помощью телескопа и вторичного прибора. Телескоп радиационного пирометра служит бесконтактным датчиком температуры и состоит из оптической системы, в фокусе которой находятся рабочие спаи термобатареи, т. е. нескольких соединенных последовательно термопар. Термобатарея преобразует излучаемую поверхностью нагретого тела энергию в ТЭДС, которая измеряется вторичным прибором. При наличии во вторичном приборе регулирующего устройства радиационный пирометр позволяет автоматически регулировать температуру в объекте (печь, ванна).

Наибольшее распространение получили пирометры типа «Рапир» с диапазоном измерения от 100 до 4000° С и ПРК-600 с диапазоном измерения от 400 до 2000° С. Если степень черноты измеряемого тела близка к единице и температура корпуса телескопа не превышает 20° С, то основная погрешность указанных пирометров в диапазоне температур 400—2500° С составляет соответственно $\pm 18 \div \pm 30$° С. Дополнительная погрешность пирометров «Рапир» вследствие нагрева корпуса телескопа, например, до 100° С достигает ±18° С. Если температура корпуса телескопа превышает 100° С, то его помещают в специальный защитный водоохлаждаемый кожух. В пирометре ПРК-600 нагрев корпуса телескопа до 200° С не приводит к дополнительной погрешности ввиду наличия специального компенсирующего устройства. Тепловая инерция пирометра «Рапир» не превышает 4 с, а пирометра ПРК-600 1,8 с.

В настоящее время также серийно выпускаются новые радиационные пирометры типа ВПР-40 с погрешностью измерения ±20° С температуры до 2000° С [9], типа РПК-101, измеряющего температуру в диапазоне от 1100 до 1800° С с инструментальной погрешностью 8° С [12]. Пирометр типа ПИРС-019, выпускаемый заводом «Львовприбор», предназначен для измерения радиационной температуры поверхности нагретых тел в диапазоне от 20 до 300° С. Класс точности прибора 1,5 (при 100—300° С), инерционность не более 2 с.

Оптические пирометры. Эти пирометры, называемые также яркостными, используют для периодического контроля температуры в печах и ваннах. С их помощью измеряют температуру по монохроматической яркости (интенсивности излучения) тела в видимой области спектра путем сравнения ее с яркостью нити эталонной пирометрической лампочки. Изменением тока накала нити ее яркость доводится до яркости измеряемого тела, при этом нить исчезает на его фоне, так как тело и нить имеют одинаковую температуру.

Отечественной промышленностью выпускаются оптические пирометры типа ОППИР-017.

В зависимости от диапазона измеряемых температур пирометр выпускается в трех модификациях: 800—2000° С; 1200—3200° С и 1500—6000° С. Основная погрешность в диапазоне измерения 800—1400° С составляет ±20° С, а в диапазоне 1200—2000° С ±30° С.

Пирометр «Проминь», изготовляемый заводом «Львовприбор», выполнен в виде малогабаритного переносного прибора. Измерительная схема прибора, обеспечивающая большую точность измерении по сравнению с ОППИР-017, — одинарный мост, в одно из плеч которого включены пирометрическая лампочка и реохорд уравновешивания, связанный со шкалой яркостных температур. Диапазон измеряемых температур пирометра 800—4000° С. Основнаи погрешность в пределах измерения температур 800—1400° С не превышает ±12° С, в пределах 1800—3200° С — ±50° С.

Пирометры ОППИР-017 и «Проминь» имеют показатель визирования 1 : 50, что обеспечивает измерение температур тел диаметром 2 см на расстоянии 1 м. Для измерения меньших поверхностей используют микропирометры, характеристики которых приведены в табл. 9.

Фотоэлектрические пирометры. Для автоматического измерения, записи и регулирования яркостной температуры тела с помощью фотодатчика и вторичного прибора используют фотоэлектрические пирометры частотного излучения. Фотодатчик состоит из оптической системы, светофильтра и фотоэлемента, преобразующего энергию излучения тела в фототок, который усиливается электронным блоком и измеряется вторичным прибором. В качестве вторичного прибора чаще всего используются электронные потенциометры, обеспечивающие измерение, запись, сигнализацию и регулирование температуры.

Свердловским опытным заводом треста «Уралмонтажавтоматика» выпускаются фотоэлектрические пирометры типа ФЭП-4, предназначенные для измерения температур 500—2000° С (по особому заказу до 4000° С) неподвижных или движущихся тел. Основная погрешность показаний пирометра не превышает ±1% от верхнего предела измерения 2000° С и ±1,5% свыше 2000° С. Пирометр удобен для измерении быстро изменяющихся температур, например, при индук-

Таблица 9. Характеристики оптических микропирометров

Тип микропирометра	Диапазон измерения температуры, °С	Поддиапазоны, °С	Погрешность измерения для поддиапазонов, °С
ПМП-066м	900—4000	—	—
ВИМП-015м	400—4000	400—850 800—1400 1200—2000 1800—4000	±10 ±12 ±15 ±85
ОМП-054	800—4000	800—1400 1200—2000 1800—3200 3000—4000	±14 ±20 ±50 ±90

Примечание. Данные приборов приведены по каталогам ЦНИИТЭИприборостроения.

ционном нагреве, поскольку его инерционность составляет несколько секунд.

Для измерения температуры в интервале 200—1200° С выпускаются фотоэлектрические пирометры типа ФП и пирометры-регуляторы типа ФПР (табл. 10).

Цветовые пирометры. Эти пирометры измеряют температуру по отношению интенсивностей монохроматического излучения тела для двух диапазонов длин волн красного и сине-зеленого участков видимой части спектра. Такое отношение характеризует так называемую цветовую температуру, которая совпадает с истинной для абсолютно черного и серых тел.

Пирометры типа ЦЭП-3 и РЭД-018 предназначены для контроля и регистрации высоких температур в диапазоне от 1400 до 2800° С. В термических цехах могут найти применение пирометры спектрального отношения типа «Спектропир», выпускаемые опытным заводом «Лентеплоприбор» (табл. 11). Пирометры «Спектропир-8» предназначены для измерения цветовой температуры и выдачи унифицированных сигналов 0—5 мА или 0—10 мВ для регистрации и регулирования.

Таблица 10. Характеристики фотоэлектрических пирометров типа ФП и ФПР [13]

Тип прибора	Назначение прибора	Диапазон измерения температур, °С	Постоянная времени, с	Расстояние от фотодатчика до объекта, мм	Выходной сигнал для регулирования	
					мА	В
ФП-15 ФП-10	Измерение температуры Измерение и запись температуры	600—1200 500—900	0,01	10—100 1—10	—	—
ФП-8 ФП-11 ФП-14	Измерение, запись и трехпозиционное регулирование температуры	600—1200 600—1200 200—600	0,01	1—10	0—5	0—10
ФПР-8 ФПР-10 ФПР-14	Измерение, запись и непрерывное регулирование температуры	600—1200 500—900 200—600	0,02	200—3000 1—10 1—10	0—70	—

Примечание. Основная допускаемая погрешность измерения указанных типов приборов от верхнего предела используемой шкалы не более 1%.

Таблица 11. Характеристики пирометров типа «Спектропир»

Шифр типа пирометра «Спектропир»	Класс точности	Диапазон измерения температур, °С	Показатель визирования, м	Расстояние до объекта, м
7—002	1,0	700—1000	1/50	С насадкой 0,2—0,8, без насадки 1,0 и более
7—003	1,0	500—800	1/50	
8—001	1,0	500—800	1/50	С насадкой 0,2—0,7
8—002	1,0	700—1000	1/100	
8—003	1,0	900—1400	1/100	Без насадки
8—004	1,5	400—700	1/25	0,7 и более
8—005	1,5	300—500	1/25	

8. СИСТЕМЫ АВТОМАТИЧЕСКОГО РЕГУЛИРОВАНИЯ

Системы автоматического регулирования углеродного потенциала атмосферы при химико-термической обработке. Регулирование углеродного потенциала в рабочем пространстве печей для химико-термической обработки предполагает одновременное регулирование состава эндогаза, вырабатываемого генератором. Поэтому система автоматического регулирования углеродного потенциала атмосферы при химико-термической обработке состоит из двух подсистем, включающих такие объекты регулирования, как печь и газогенератор.

Системы автоматического регулирования состава атмосферы газогенератора. Принцип действия системы автоматического регулирования состава атмосферы эндогазогенератора (рис. 6) состоит в следующем. Эндогаз из генератора *2* подается в печь *1*. Состав газа, отбираемого из газогенератора, контролируется датчиком *3*. Электрический сигнал от датчика поступает на электронный мост *4*. В случае отклонения состава газа от заданного изодромный регулятор *5* подает команду на электрический (типа ИМ20-120 или ПР-1) или пневматический мембранный исполнительный механизм *6*, который через регулирующий орган *7* (заслонка, кран, клапан) изменяет расход воздуха, подаваемого в смеситель *8*.

Постоянство состава эндоатмосферы определяется прежде всего стабильностью состава исходного газа и точностью регулирования соотношения (пропорционирования) газа и воздуха, подаваемых в генератор. При стабильном составе исходного газа постоянное соотношение газа и воздуха обеспечивается сравнительно простой схемой (рис. 7).

Системы автоматического регулирования состава газа (углеродного потенциала) в печах. Состав атмосферы в печах чаще всего регулируют по точке росы или по содержанию CO_2. При этом заданные значения температуры точки росы или содержания CO_2 достигаются изменением количества подаваемой в печь добавки природного газа. Таким способом осуществляется автоматическое регулирование углеродного потенциала атмосферы при нитроцементации на 21-поддонном безмуфельном агрегате конструкции ЗИЛ [16].

В печь (рис. 8) постоянно подается определенное количество эндогаза, природного газа (метана) и аммиака, контролируемого расходомерами *11*. Из безмуфельной печи *1* анализируемый газ, пройдя блок *2* очистки от сажи, фильтр *4* очистки пробы газа от аммиака и влаги, подается насосом *6* через ротаметр *5* в оптико-акустический газоанализатор *7* (ОА-2209) для определения количества CO_2. Электрический сигнал от газоанализатора, пропорциональный концентра-

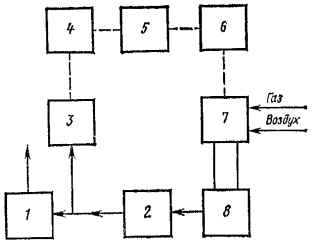


Рис. 6. Блок-схема регулирования состава атмосферы эндогенератора

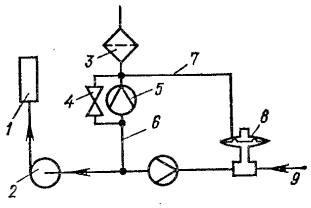


Рис. 7. Схема регулирования соотношения газ — воздух:

1 — реторта эндогенератора; *2* — газосмесительная машина; *3* — воздушный фильтр; *4* — байпасный кран; *5* — калиброванные диафрагмы; *6* и *7* — воздухопроводы; *8* — нуль-регулятор; *9* — газопровод

ции CO_2 в печной атмосфере, подается на электронный потенциометр *8* (ЭПД-32) с пневматическим изодромным регулятором. При отклонении количества CO_2 в анализируемом газе от заданной величины регулятор *9*, воздействуя на пневмоклапан, изменяет количество сжатого воздуха, подаваемого в надмембранную камеру клапана *10* дополнительной подачи природного газа. При этом пропорционально увеличивается или уменьшается количество добавляемого природного газа, проходящего через ротаметр *5* и газовводы *12* в печь. Кроме того, на линии отбора пробы газа установлен контрольный газоанализатор *3* на CH_4.

При таком способе регулирования количество подаваемого в печь метана может превысить величину, соответствующую стехиометрическим соотношениям реакций науглероживания. Это приводит к выпадению сажи в рабочем пространстве печи и нарушению зависимости между углеродным потенциалом и содержанием CO_2. Автоматическое регулирование становится практически невозможным.

Эта опасность устранена в безмуфельных агрегатах, применяемых на ВАЗе [8], в которых использован комбинированный способ регулирования состава атмосферы при цементации и нитроцементации. В зоне интенсивного насыщения углеродный потенциал не регулируется по CO_2 или точке росы изменением добавки CH_4, а определяется постоянством содержания метана в зоне; в печи не происходит выделения сажи и образования цементита на поверхности обрабатываемых деталей. Постоянное количество метана в зоне поддерживается автоматически.

Количество углерода в поверхностном слое детали регулируется в зоне подстуживания путем изменения углеродного потенциала, определяемого содержанием CO_2 в атмосфере печи. Если содержание CO_2 в зоне подстуживания (за счет проникновения CH_4) оказывается меньше заданного значения, то в зону автоматически вводится добавка экзогаза с высоким содержанием CO_2 (8—11%). При большем содержании CO_2 в зону подстуживания автоматически подается добавка метана.

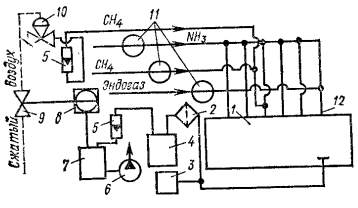


Рис. 8. Схема автоматического регулирования углеродного потенциала в 21-поддонном безмуфельном агрегате конструкции ЗИЛ

Автоматическое регулирование углеродного потенциала атмосферы при цементации и нитроцементации в агрегатах осуществляется одним шеститочечным прибором «Инфракрас» в двух генераторах и двух печах одновременно (рис. 9).

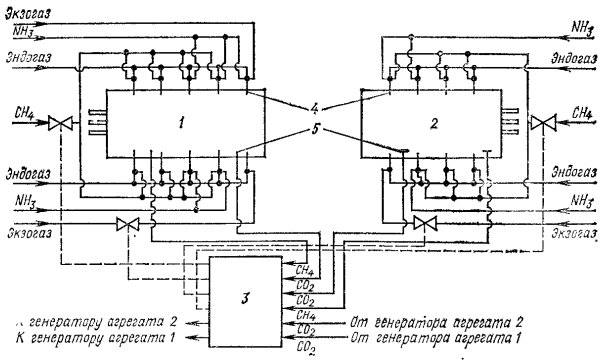


Рис. 9. Схема автоматического регулирования состава атмосферы в безмуфельных агрегатах при цементации и нитроцементации:

1 — агрегат для нитроцементации; *2* — агрегат для цементации; *3* — инфракрасный газоанализатор; *4* — газовводы; *5* — отборники пробы газа

Система регулирования, однако, не учитывает возможного изменения температуры, а следовательно, и углеродного потенциала атмосферы в процессе химико-термической обработки.

Автоматическое измерение и регулирование углеродного потенциала атмосферы в печах и агрегатах, учитывающее изменение температуры в процессе химико-термической обработки, обеспечивается отечественной автоматизированной системой газового анализа при цементации (АСГА-Ц) [14]. В системе используется косвенный метод определения углеродного потенциала печной атмосферы по содержанию в ней CO_2, CO и температуре с коррекцией по результатам прямых измерений концентрации углерода в фольговом или проволочном датчике.

Функциональная схема системы АСГА-Ц подключена к проходной печи с зонами нагрева *3*, насыщения *4*, выдержки *5* и подстуживания *6* (рис. 10). Измерительные зонды системы состоят из газозаборной трубки *8* с фильтром *9*, термопары *11* с коробкой холодных спаев *10* и фольгового датчика *12*. Газозаборные трубки соединены с коммутатором газовых каналов *23*, подключающим по определенной программе каждый из зондов к газоанализаторам на CO *21* и CO_2 *22* и продувочной линии. Сигналы от термопар подключаются поочередно коммутатором *13* к измерителю температуры *14*. Устройство *15* вычисляет значение углеродного потенциала атмосферы печи по показаниям газоанализаторов и измерителя температуры. Величина сигнала вычислительного устройства корректируется в соответствии с результатами прямых измерений значения углеродного потенциала атмосферы по фольге. Сигнал с вычислительного устройства подается на регулятор *17*, который поддерживает значение углеродного потенциала атмосферы печи в соответствии с величиной, задаваемой блоком уставок *16* на данную зону, воздействуя через коммутатор каналов *18* на соответствующий исполнительный механизм *1*. Исполнительные механизмы, управляя регулирующими кранами *2*, изменяют подачу метана или воздуха в зоны печи. Задаваемое значение регулируемого параметра на блоке уставок может изменяться по определенной программе устройством *20*. Индикатор *19* показывает номер зоны печи, подключенной к регулятору.

Пределы измерения углеродного потенциала печной атмосферы системой АСГА-Ц от 0,2 до 1,5% С, погрешность не более ±0,05% С.

Система успешно прошла эксплуатационные испытания и серийно осваивается Смоленским заводом средств автоматяки.

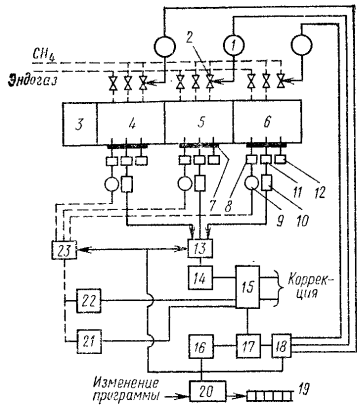


Рис. 10. Функциональная схема системы АСГА-Ц

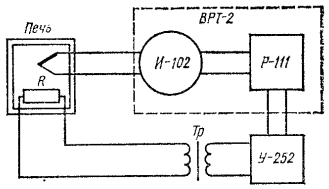


Рис. 11. Блок-схема системы регулирования температуры в печи прибором ВРТ-2

Системы автоматического регулирования теплового режима в печах при термической обработке. Автоматическое регулирование теплового режима в печах при термической и химико-термической обработке необходимо для поддержания заданной температуры и равномерности нагрева садки, рационального использования тепловой энергии, возможности более точного регулирования состава науглероживающей атмосферы и безопасной работы системы нагрева.

Автоматическое регулирование теплового режима в печах с газовым обогревом сводится к изменению количества газовоздушной смеси, подаваемой к горелкам, и поддержанию постоянного соотношения газа и воздуха.

Автоматическое регулирование температуры в каждой зоне 21-поддонного безмуфельного агрегата конструкции ЗИЛ, осуществляется электронным потенциометром ЭПД-32 с изодромным пневматическим регулятором 04, воздействующим на мембранный исполнительный механизм, изменяющий расход воздуха, подаваемого к инжекционным горелкам с активной воздушной струей. Пропорционирование расходов газа и воздуха, необходимых для сгорания газа в радиационных трубах, осуществляется за счет инжекции газа воздухом, поступающим к горелкам. При этом давление газа перед горелками поддерживается равным нулю с помощью регулятора прямого действия.

Тепловой режим в печах с электрическим обогревом контролируют и регулируют с помощью измерительных приборов и регуляторов (релейного, импульсного и непрерывного действия), причем регулирование осуществляют путем ступенчатого (позиционного) или плавного (непрерывного) изменения мощности, подаваемой в печь для нагрева.

Температуру в электропечах сопротивления регулируют большей частью наиболее простым методом ступенчатого (позиционного) изменения мощности. При этом мощность печи изменяют переключением нагревателей. Например, в трехфазных печах сопротивления при переключении соединения нагревателей с треугольника на звезду мощность печи снижается в 3 раза.

Для регулирования температуры в электропечах сопротивления наиболее широко используют релейные двух- и трехпозиционные регуляторы, реже — импульсные и непрерывного действия. При двухпозиционном регулировании в печь подается вся номинальная мощность (если температура в печи меньше заданной) и полностью отключается подача мощности, когда температура в печи превышает заданную.

При длительной работе печи с резко меняющимся потреблением мощности применяют трехпозиционное регулирование, при котором в печь подается полная, частичная или нулевая мощность. При этом во время разогрева печи регулирование осуществляют путем подачи полной или частичной мощности, а в период выдержки — частичной или нулевой мощности.

Качество регулирования можно повысить увеличением частоты переключения мощности, подаваемой в печь. Однако с увеличением частоты переключения мощности снижается срок службы контактной коммутирующей аппаратуры, управляемой терморегулятором. В связи с этим при позиционном и особенно непрерывном регулировании целесообразно применять бесконтактные блоки питания на магнитных или тиристорных усилителях, допускающих практически неограниченную частоту переключения.

При использовании бесконтактных блоков питания, работающих совместно с высокоточным регулятором температуры ВРТ-2 непрерывного действия (Московский завод тепловой автоматики), можно обеспечить регулирование температуры в печи с точностью до $\mp 0{,}5°$ С.

Система регулирования температуры в печи, использующая прибор *ВРТ-2* (рис. 11) состоит из измерительного блока *И-102*, представляющего собой усилитель с задатчиком, регулирующего блока *Р-111*, осуществляющего П-ПИ-ПИД — законы регулирования и тиристорного блока питания *У-252*, изменяющего через трансформатор *Тр* и нагреватель *R* подаваемую в печь мощность.

Основные технические данные прибора *ВРТ-2* с усилителем *У-252*: диапазон регулирования температуры 0—1600° С; точность регулирования $\pm 0{,}5°$ С; максимально допустимая сила тока, проходящего через тиристоры при напряжении питания 360/220 В и естественном охлаждении, 60 А.

9. САМОНАСТРАИВАЮЩИЕСЯ И МНОГОКОНТУРНЫЕ СИСТЕМЫ И КОМПЛЕКСЫ АВТОМАТИЧЕСКОГО РЕГУЛИРОВАНИЯ

Самонастраивающиеся системы, или системы автоматической оптимизации (САО), предназначены для нахождения и поддержания оптимальных режимов различных технологических процессов, обеспечивая наибольшие производительность и КПД оборудования. При автоматизации нагревательных и термических печей с газовым обогревом может быть использована система автоматической оптимизации режима горения, применяемая в методических печах Магнитогорского металлургического комбината им. В. И. Ленина. Система автоматической оптимизации обеспечивает стабилизацию температуры по зонам печи, оптимальные условия нагрева металла и регулирование соотношения топливо—воздух. Оптимальные условия нагрева металла обеспечиваются системой оптимизации, состоящей из устройства формирования входного сигнала, экстремального регулятора ЭРБ-5 и автоматического задатчика. Применение САО в пламенных печах обеспечивает ускорение нагрева и уменьшение угара металла, а также снижение расхода топлива.

Промышленностью выпускаются многоконтурные системы и машины централизованного контроля и регулирования различных технологических параметров, которые могут быть использованы при комплексной автоматизации в термических цехах. Так, Московским заводом тепловой автоматики (МЗТА) выпускаются системы приборов автоматического регулирования серии РПИБ, «Каскад» и «Контур», предназначенные для применения в системах автоматического регулирования технологических процессов различных отраслей промышленности.

Машины типа ЭЛРУ, Зенит, Цикл-2, АМУР, МАРС-200Р, ИВ-500, Сокол-1М предназначены для контроля и регулирования температуры, давления, расхода и уровня в нескольких (от 50 до 200) точках [1.2]. Некоторые типы машин дополняются или сочетаются с ЭВМ для обработки информации и использования результатов вычислений при автоматическом регулировании и управлении.

Промышленностью выпускается новый комплекс агрегатных электрических средств контроля и регулирования АСКР-ЭЦ, предназначенный для непрерывного или циклического контроля, многоточечного регулирования различных технологических параметров и математической обработки информации [10].

Таблица 12. Технические характеристики промышленных роботов

Показатели	УМ-1	УМ-1Т	Универсал 50М	УМ-1П	ПР-104	ПР-35
Линейное перемещение руки, мм:						
по вертикали	760	580	900	580	200	2300
по горизонтали	760	700	900	580	600	—
Грузоподъемность, кг	10	До 10	50	10	10	12
Поворот кисти вокруг продольной и вертикальной осей, градусы	180	—	1340	—	—	220
Угол поворота колонны, градусы	—	240	—	240	220	—
Точность позиционирования	±2	±2	±3	±2	±0,1	±1,25

Основная погрешность измерения и сигнализации аналоговых показывающих, регистрирующих и сигнализирующих приборов комплекса АСКР соответственно равна ±0,25; ±0,5 и ±1%, а аналого-цифровых измерительных, регистрирующих и сигнализирующих средств, работающих от первичных преобразователей унифицированного сигнала, — 0,1; 0,15; 0,25. Электрические связи приборов комплекса с датчиками и исполнительными устройствами осуществляются с помощью унифицированных сигналов (0—5 мА, 0—10 В).

10. ПРОМЫШЛЕННЫЕ РОБОТЫ

В последнее время создано много опытных образцов промышленных роботов, которые могут быть использованы при термической обработке для обслуживания соляных ванн, печей, закалочных баков и дробеструйных установок.

Технические характеристики промышленных роботов [5], которые могут быть использованы в процессах термической обработки, приведены в табл. 12.

Робот УМ-1П предназначен для обслуживания термических печей и ванн, робот УМ-1П — для выполнения различных технологических операций в условиях повышенной запыленности воздуха, и прежде всего для обслуживания дробеструйных установок.

11. РЕЛЕ ВРЕМЕНИ

В процессах термической обработки для регулирования продолжительности технологических операций и управления механизмами термического оборудования применяют различные по конструкции реле времени. Наибольшее распространение получили электронные и моторные реле времени, характеристики которых приведены в табл. 13.

Таблица 13. Характеристики реле времени

Тип реле	Диапазон выдержек	Класс точности	Завод-изготовитель
ВЛ-24, ВЛ-25 ВЛ-26, ВЛ-28	1—100 с 1—600 с	0,6	Киевский завод реле и автоматики им. 50-летия СССР
РВЧ-3 РВЧ-4 РВЧ-5	0,5—15 мин 2—60 мин 10—240 мин	2,5	Московский завод низковольтной аппаратуры
ВС-10-36 ВС-10-67 ВС-10-68	9 мин—4,5 ч 24 мин—10 ч 1—24 ч	1,5	Киевский завод реле и автоматики им. 50-летия СССР

Для регулирования продолжительности выдержек нескольких операций технологического процесса по заданной программе применяют специальные многоцепные реле времени — командоэлектроприборы (КЭП). В зависимости от числа пар управляемых контактов различают КЭП-3, 6, 10, 12 и 16. Пределы изменения продолжительности рабочих циклов КЭП-12У составляют от 5 мин до 24 ч, класс точности — 2,5.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Автоматические** приборы, регуляторы и вычислительные системы/В. Д. Кошарский, Г. Х. Везновская, В. А. Бек и др. Л.: Машиностроение, 1976. 485 с.
2. **Автоматические** приборы, регуляторы и управляющие машины/Б. Д. Кошарский, Т. Х. Везновская, В. А. Бек и др. Л.: Машиностроение, 1968. 880 с.
3. **Автоматическое** регулирование потенциала углерода при газовой цементации/Ю. М. Врунзель, З. Л. Регирер, В. И. Свет и др. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1962, № 11, с. 41—45.
4. **Аидреев Ю. Н., Бодячевская Т. А., Газдиева С. А.** Контроль печных атмосфер с помощью кислородных зондов. Тезисы докладов Всесоюзного научно-технического симпозиума «Электротермическое оборудование для новых видов обработки». М.: Информэлектро, 1976, 48 с.
5. **Белянин П. Н.** Промышленные роботы. М.; Машиностроение, 1975. 398 с.
6. **Геллер Ю. А., Рахштадт А. Г.** Материаловедение. М.: Металлургия, 1975. 447 с.
7. **Датчики** для измерения температуры в промышленности/Г. В. Самсонов, А. И. Киц, Кюздени и др. Киев; Наукова думка, 1972. 224 с.
8. **Интенсификация** процессов химико-термической обработки. Материалы семинара общество «Знание». М.: Дом научно-технической пропаганды, 1973. 180 с.
9. **Кандыба В. В.** О некоторых принципах создания новых датчиков температуры. — Приборы и системы управления, 1971, № 10, с. 20.
10. **Каталог** Государственная система промышленных приборов и средств автоматизации, т. 3, вып. 16. М.: ЦНИИТЭИприборостроение, 1977. 36 с.
11. **Козловский И. С., Оржеховский Ю. Ф.** Пути повышения прочности и снижения стоимости термической обработки шестерен. — Автомобильная и тракторная промышленность, 1952, № 2, с. 21.
12. **Международная** конференция стран — членов СЭВ. — Приборы и системы управления, 1972, № 4, с. 58—60.
13. **Методические** рекомендации для технолога-проектанта по термическому производству. М.: ОРГСТАНКИНПРОМ, 1975. 338 с.
14. **Регулирование** углеродного потенциала атмосферы в проходной цементационной печи/Н. М. Буслович, Э. Я. Махтингер, Л. А. Михайлов и др. — Электрическая промышленность. Электротермия, вып. 1 (185), 1978, с. 14.
15. **Тювин Ю. Д., Рогельберг И. Л.** Сплавы сильх и силии для термоэлектродов термопар. — Цветные металлы, 1976, № 4, с. 70—71.
16. **Шубин Р. П., Приходько В. С.** Технология и оборудование термического цеха. М.: Машиностроение, 1971. 280 с.

Глава 16

СОВРЕМЕННОЕ ПЕЧНОЕ И АГРЕГАТНОЕ ТЕРМИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

1. ОСНОВНЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ТРЕБОВАНИЯ К ТЕРМИЧЕСКОМУ ОБОРУДОВАНИЮ

Возросшие требования к точности и стабильности результатов изготовления деталей предопределили широкое внедрение в термических цехах автоматизированного и механизированного оборудования.

Основные направления развития термического оборудования базируются на результатах разработки конструктивных решений, обеспечивающих современные технологические требования обработки стали и концентрации технологических операций при обязательном применении регулируемых газовых атмосфер и механизации и автоматизации контроля и регулирования технологического процесса по основным параметрам: температуре, среде, времени.

Проведение операций нагрева и закалки, цементации и непосредственной закалки должно производиться без контакта с внешней средой, что снижает трудоемкость обработки, повышает прочность деталей. При разработке термического оборудования уделяется большое внимание разработке установок, в состав которых включены узлы для последовательного осуществления различных технологических операций.

Преимуществом оборудования, созданного по принципу концентрации операций технологического процесса, является максимальная производительность, сокращение производственных площадей, простота планирования производства и создание темпа выдачи, приблизительно равного темпу линий механических цехов.

К недостаткам оборудования относятся увеличение числа механизмов, требующих повышенной надежности работы, сложность разработки и подготовки производства.

Преимущества автоматизированных печей, позволяющих достичь максимальной эффективности производства, привели к широкому внедрению автоматизированных камерных печей и агрегатов, созданных на принципе концентрации операций технологического процесса.

В состав универсальной камерной автоматизированной печи (рис. 1) входят камера нагрева *1*, камера загрузки *2* и закалочный бак *3*. В ряде конструкций предусмотрены две камеры нагрева, дополнительная камера разгрузки, камера охлаждения. В состав агрегата дополнительно вводится или линия возврата поддонов, или моечные машины, отпускная печь.

Безмуфельный агрегат газовой цементации или нитроцементации (рис. 2) состоит из толкателя поддонов *1*, тамбура загрузки *2*, безмуфельной печи химико-термической обработки *3*, тамбура разгрузки с закалочным баком *4*, передаточного бака с холодным маслом *5*, моечной машины *6*, системы обдувки сжатым воздухом деталей *7*, отпускной печи *8*, линии разгрузки *9* и передаточной тележки *10* [7].

Для объективного определения технического уровня различных видов термического оборудования по технико-экономическим показателям ВНИИЭТО предложены следующие группы показателей: 1) удельные эксплуатационные (удельная мощность, удельная производительность, удельный расход энергии и др.); 2) надежность и ремонтопригодность; 3) уровень механизации; 4) удельные массовые.

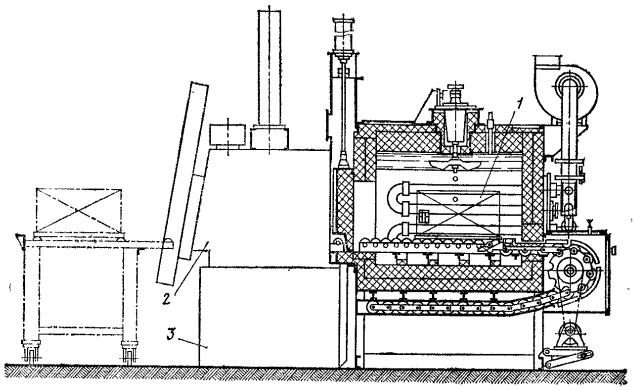


Рис. 1. Камерная универсальная автоматизированная печь

Фирмы, выпускающие печи, указывают в качестве основных характеристик общие размеры или объем камеры нагрева, размеры поддона и возможную высоту загрузки печи. Производительность печи не указывают, считая, что она всецело зависит от требуемой продолжительности процесса и закрепленной номенклатуры деталей.

Унификация узлов и агрегатирование печей. Для повышения эксплуатационной надежности печей и сокращения сроков проектирования используются унифицированные узлы и механизмы. При проектировании агрегатов различного назначения и производительности применяют одинаковые закалочные баки, загрузочные и разгрузочные тамбура, механизмы передачи деталей, печные вентиляторы и секции печи. Регулируя число секций печи, изменяют размеры и производительность агрегата, по требованию заказчика изготовляют агрегаты правого или левого исполнения, путем замены закалочного бака камерой для медленного охлаждения получают агрегат другого целевого назначения.

Проектирование оборудования с использованием унифицированных узлов дает огромные экономические выгоды. Подсчитано, что в этом случае объем работ уменьшается по проектированию в 5—6 раз, длительность цикла освоения в 4—5 раз, а стоимость изготовления агрегата из унифицированных узлов в 2—3 раза.

Теоретической базой унификации является система предпочтительных чисел (ряды предпочтительных чисел, установленные ГОСТ 8032—56, представляют собой десятичные ряды геометрической прогрессии).

Унификация — наиболее действенный метод повышения серийности выпуска узлов и деталей, особенно при увеличении общего выпуска печного и агрегатного оборудования. Существуют два направления унификации термического оборудования: 1) внутритиповая унификация, которая заключается в применении одинаковых основных узлов и базовых деталей на различных модификациях оборудования одного размера, а также одних и тех же вспомогательных узлов и средств автоматизации на различных по размерам печах, входящих в гамму оборудования; 2) межтиповая унификация, состоящая в использовании одних и тех же основных узлов и базовых деталей, а также вспомогательных узлов и средств автоматизации на оборудовании различных типов, одинаковых или различных по технологическому назначению. Крупнейшие печные фирмы довели унификацию отдельных деталей и узлов до 75—85%.

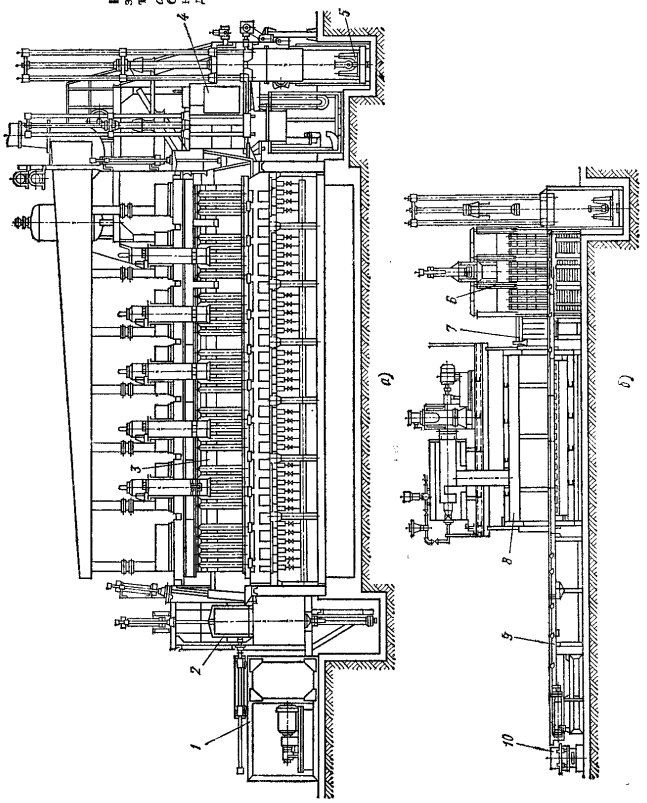


Рис. 2. Безмуфельный агрегат газовой цементации или нитроцементации:
а — продольный разрез по линии безмуфельной печи; *б* — продольный разрез по линии возврата поддонов

Основные параметры печей и агрегатов

Схема взаимосвязи исходных данных, необходимых для проектирования печного оборудования, приведена на рис. 3. Определение перечисленных в схеме данных производится на основе анализа результатов расчета, состояния и тенденции развития технологии производства, конструкций аналогичных моделей, материальных ресурсов (металла, топлива, огнеупоров и т. п.), экономики производства и эксплуатации. Критерием правильности выбора исходных данных служат результаты испытания деталей, узлов, агрегата в целом, а также результаты эксплуатации. Конструктивные решения печного агрегатного оборудования должны обеспечить технологические и эксплуатационные требования. Технико-экономический анализ показывает целесообразную степень механизации и автоматизации [10].

При заказе оборудования технолог обязан привести следующие данные:

1) назначение заказываемой печи или агрегата, описание технологического процесса с указанием предыдущей и последующих операций;

2) материал нагреваемых в печи деталей (химический состав, марка); для специфических материалов характерные химические и физические свойства;

3) конфигурацию, массу и основные размеры нагреваемых деталей (чертежи деталей); в случае широкой номенклатуры деталей данные для самых крупных, средних и самых мелких деталей с указанием процентного соотношения в общем балансе; часовой или суточный и годовой объем производства (на основании этих данных выбирается загрузка деталей и движение их в печи; при загрузке деталей в печное пространство решаются следующие основные вопросы: максимальное использование рабочего пространства печи с ориентацией и жестким закреплением деталей сложной формы; обеспечение необходимых зазоров между деталями для организации направленных потоков газа в процессе насыщения и закалочной среды в процессе закалки);

4) требуемую кривую температурного режима, т. е. скорость нагрева до заданной температуры, время выдержки, скорость охлаждения, температуру и время промывки и отпуска; источник, откуда эта кривая получена; если кривая опытная, то условия проведения опыта; отметить, регламентируется ли скорость нагрева и охлаждения технологическим режимом и конструкцией детали, допустимые отклонения температуры деталей от заданной;

5) состав оборудования, подлежащего разработке (печь, агрегат, печь с баком охлаждения, печь с камерой охлаждения, моечной машиной, печь с передачей деталей под закалочный пресс и т. п.);

6) число заказываемых печей или агрегатов; при проектировании вновь указать возможную область применения на других заводах;

7) ожидаемый экономический эффект от внедрения проектируемой печи или агрегата; за счет чего этот эффект достигается;

8) характер печной атмосферы, в которой происходит нагрев деталей или заготовок; если требуется специальная защитная атмосфера, то желательный состав, а также источник возможного получения защитного газа (см. гл. 6);

9) характер загрузки и выдачи деталей (штучная или массовая);

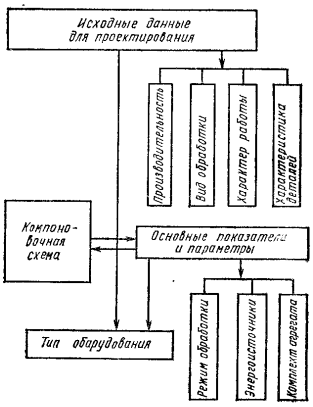


Рис. 3. Схема взаимосвязи исходных данных для проектирования печного оборудования

10) желательную массу и габариты единовременной загрузки печи (для садочных печей);

11) характер укладки деталей на загрузочные приспособления, приложить эскиз загрузочного приспособления (поддона, подставки, корзины, этажерки, муфеля и т. п.);

12) желательный тип печи; работающие аналогичные пламенные или электрические печи, удовлетворяющие требованиям задания с указанием адресов (литературных источников);

13) характер работы печи непрерывный или периодический (при периодической работе указать, сколько часов в сутки и дней в году должна работать печь);

14) какие печи объединяются технологическим процессом с проектируемой печью;

15) в какой части должна быть механизирована печь или агрегат; желательный привод рабочих механизмов печи (электрический, гидравлический, пневматический);

16) предпочтительный вид энергии для нагрева (газ, электричество);

17) имеются ли воздушные или гидравлические магистрали для питания механизмов печи с указанием давления;

18) предполагаемую систему транспортировки изделий к печи и от печи;

19) характеристику грузоподъемных приспособлений, используемых для обслуживания печи (грузоподъемность, тип крана, отметка верхнего положения крюка);

20) место установки печи, уровень рабочей площадки; рекомендуемое и максимальное возможное заглубление печи ниже уровня пола; при установке печи на втором этаже предельную нагрузку на квадратный метр пола;

21) данные по технической планировке печи; ограничения в части габаритов печи; планировку цеха в части проектируемой печи, а также план и вертикальные разрезы помещения, в котором устанавливается печь;

22) основные данные силовой сети, от которой предполагается питание проектируемой печи; мощность, напряжение и число фаз питающего трансформатора; особые соображения по вопросам применения однофазной нагрузки; наличие заземленной нейтрали трансформатора;

23) имеются ли в цехе, вблизи места установки проектируемой печи, молоты или другие агрегаты, дающие значительные сотрясения.

Из приведенного перечня вопросов совершенно очевидно, что технологический процесс должен быть детально разработан. Технологический процесс термического упрочнения содержит комплекс операций, различных по своим характеристикам. Это укладка деталей на поддон или конвейер, загрузка деталей в печь и нагрев до заданной температуры с регламентированной скоростью нагрева и выдержки, передача деталей или садки на охлаждение, собственно процесс охлаждения, передача на последующие операции мойки, отпуска и др. Следовательно, технологические требования определяют метод и объем загрузки деталей в печь, температурный режим, состав газовой атмосферы и ее углеродный потенциал, давление газа в печном пространстве, расход отдельных газов и порядок обмена атмосферы в печи, среду, метод охлаждения и промывки деталей, общее время процесса.

Температурный режим является одним из основных элементов любого процесса термического упрочнения, точность которого предопределяет качественные характеристики обрабатываемых деталей и экономическую эффективность производства.

Общим требованием современного печного оборудования является: а) интенсивное нагревание металла с минимальным временем для вывода на рабочую температуру; б) обеспечение постоянства температуры с минимальным колебанием в рабочей зоне; в) внедрение методического нагрева, наиболее соответствующего непрерывно-поточному производству.

Для успешного осуществления процессов термической и химико-термической обработки необходимо точное регулирование температуры в пределах 5° С, независимо от объема печи и вида нагревателя. Повышению однородности температуры в различных точках рабочего пространства помимо эффективного размещения нагревателей способствуют строго организованные газовые потоки.

Следует учитывать, что стали, легированные вольфрамом, ванадием, молибденом, требуют ограниченных скоростей нагрева. Резкие перепады сечений детали также могут вызывать ограничение скорости нагрева.

Время стабилизации структуры или поверхностного насыщения достаточно постоянно и определенно, а время нагрева и охлаждения колеблется довольно в широких пределах. Одним из главнейших факторов является масса единовременно загружаемых деталей и технологической оснастки.

В настоящее время разработаны системы, которые обеспечивают контроль параметров процесса с автоматической корректировкой его по времени. Это значит, что изменение газовой среды в печи или включение реле времени на выдержку для стабилизации структуры проводится только после завершения операции нагрева.

Изучение операции охлаждения в процессе термической обработки выдвинуло ряд специфических требований как к закалочным средам, так и к конструкции термического оборудования. В печах, где закалочные баки встроены в загрузочно-разгрузочные тамбуры, объем которых при выдаче деталей из печи заполняется отходящим газом, как правило, применяют масла.

Для получения нужной скорости охлаждения применяют устройства для направленной циркуляции масла в закалочном баке. В закалочных баках современных конструкций не применяют перемешивания масла сжатым воздухом, так как при таком методе циркуляции масла резко снижается его стойкость. Перемешивание масла в баках осуществляется с помощью перемешивающих насосов или крыльчаток достаточно высокой производительности.

Применение защитных газовых атмосфер вызвано необходимостью иметь поверхность металла без наличия обезуглероженного слоя в процессе нагрева под отжиг, нормализацию, закалку или отпуск. В то же время только наличие контролируемых защитных атмосфер позволяет обеспечить регулируемый процесс насыщения поверхности углеродом или углеродом и азотом. На современном этапе развития технологии термической обработки с широким использованием регулируемых атмосфер практически стираются грани по газовой среде между требованиями процесса нагрева под закалку и традиционными методами химико-термической обработки (цементацией и нитроцементацией).

Для защиты металла от окисления используют также инертные газы — аргон, гелий, химически чистый азот, продукты диссоциации аммиака, метанола и т. д. В США считают целесообразным использовать азот в качестве газоносителя при цементации, так как он инертен, нейтрален и неядовит. Это позволит использовать одну общую атмосферу для светлой закалки, цементации и нитроцементации.

Современный уровень технологии термической обработки, независимо от объемов производства, характеризуется стремлением к сужению пределов параметров процесса. Основными факторами, усложняющими проблему комплексной механизации и автоматизации термических и химико-термических процессов обработки деталей, являются широкая номенклатура, большая разновидность деталей и широкий диапазон технических требований.

Для обеспечения основного показателя термически обработанных деталей — качества упрочнения — необходимо механизировать и автоматизировать следующие параметры процесса: процессы нагрева и охлаждения, регулировку состава среды нагрева и охлаждения, загрузку и транспортировку по технологическому маршруту. Учитывая, что все эти процессы протекают с различной скоростью, в число главнейших параметров, подлежащих автоматизации, должен быть введен контроль и регулирование параметров процесса и работы механизмов оборудования по времени.

В настоящее время все печи для термической и химико-термической обработки изготовляются с системой автоматического контроля и регулирования температурных параметров процесса как нагрева, так и охлаждения. Наличие механизмов, обеспечивающих циркуляцию газовых атмосфер в печи и закалочной жидкости в закалочном баке, позволяет практически полностью устранить температурный перепад по высоте рабочей камеры. Автоматизация процесса нагрева осуществляется независимо от источника тепловой энергии — электричества или газа.

Условия эксплуатации печей и агрегатов характеризуются спецификой термических процессов, их длительностью, температурным режимом и газогой средой. Эксплуатационные требования выдвигают в число важнейших требований, предъявляемых к конструкции агрегата, — ремонтопригодность. Под ремонтопригодностью понимают возможность быстрого и надежного способа обнаружения и устранения отказов и неисправностей путем проведения технического обслуживания и ремонта. Качественно ремонтопригодность печи, агрегата, установки можно оценить, учитывая некоторые их особенности: конструктивную законченность и достаточно легкую отделимость агрегатов, позволяющую организовать узловой метод ремонта; унификацию, типизацию и нормализацию узлов, подузлов, крупных деталей различных моделей однотипных установок; равностойкость деталей в пределах одного узла (подузла); достаточную прочность и износостойкость деталей, обеспечивающих весь рабочий срок работы; несложность проведения разборочно-сборочных и регулировочных работ.

Эксплуатационные требования в значительной мере реализованы в современных конструкциях автоматизированных печей. Как правило, из рабочих зон вынесены механизмы, обеспечивающие передвижение садки. Агрегаты оборудованы пневмоконтролерами и реле, электросигналы, от которых выдают информацию на пульт управления. Кроме того, на многих конструкциях дополнительно еще устанавливают бесконтактные ограничители.

В практике считают, что в составе термического цеха, участка имеется основное технологическое оборудование, выполняющее все операции технологического процесса, и вспомогательное оборудование, обеспечивающее нормальную работу технологического оборудования и обслуживающего персонала. Следовательно, к основному оборудованию относится нагревательное, охладительное, промывочное, очистное, правильное, контрольное (контролирующее параметры обрабатываемых деталей) и др. К вспомогательному оборудованию относятся газогенераторы, маслоохладители, воздуходувки, санитарно-техническое, подъемно-транспортное, контрольное (контролирующее и регулирующее работу технологического оборудования и т. д. В отечественной промышленности рядом проектно-технологических институтов (ВНИИЭТО, ВНИПИ «Теплопроект», НИИТВЧ и Гипротракторосельхозмаш) создана единая классификация основного и вспомогательного термического оборудования. По предложенной классификации термическое оборудование подразделяется на электротермическое, термическое на жидком и газообразном топливе, индукционное и вспомогательное.

Таблица 1. Буквенная индексация печей для нагрева и термической обработки

Первая буква		Вторая буква		Третья буква		Четвертая буква	
Обозначение	Вид нагрева	Обозначение	Основной конструктивный признак	Обозначение	Характер среды	Обозначение	Отдельные особенности
Г	Газовый	А	Карусельная	А	Азот	А	Агрегат
С	Сопротивление	Б	Барабанная	В	Вакуум	Л	Лабораторная
И	Индукционный	В	Ванна	Г	Металлы	В	Вертикальная
Т	Пламенная	Г	Колпаковая	З	Защитная атмосфера	М	Механизированная
		Д	Выдвижной под	М	Масло	Н	Непрерывного действия
		Е	Подвесной конвейер	О	Окислительная атмосфера	П	Периодического действия
		И	Пульсирующий под	П	Пар водяной — вода		
		К	Конвейерная	С	Соль (селитра)		
		Н	Камерная	Ц	Цементационный газ		
		П	Протяжная				
		Р	Рольганговая				
		Т	Толкательная				
		Ш	Шахтная				
		Э	Элеваторная				

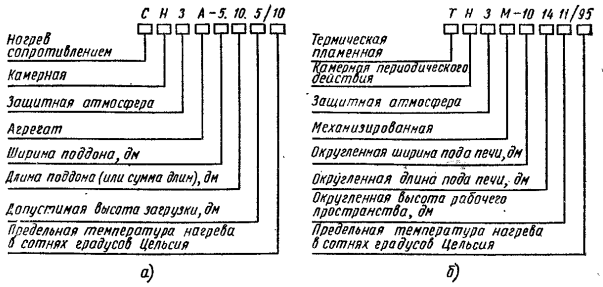


Рис. 4. Схема обозначения универсальных камерных печей:
а — электропечи сопротивления конструкции ВНИИЭТО; *б* — газовые печи конструкции ВНИПИ «Теплопроект»

В соответствии с этой классификацией печи подразделяют по источнику нагрева на работающее с использованием жидкого и газообразного топлива, нагрева в электролите, а также печи электрического сопротивления и индукционные. Кроме того, печи разделяют на пламенные и пламенные с радиационными трубами.

Другой отличительной характеристикой печи является конструкция рабочего пространства. Различают печи муфельные, безмуфельные, камерные, колодцевые, элеваторные, конвейерные, с роликовым подом и т. п.

Считая, что основным показателем оборудования является технологическое назначение, целесообразно классифицировать печи по типу газовых печных атмосфер: с окислительными, восстановительными, защитными атмосферами. Все большее применение находят вакуумные печи.

Характеризуя печное оборудование по степени механизации и автоматизации, одновременно указывают принцип действия — периодический или непрерывный. В печах периодического действия работа происходит циклично-последовательно, т. е. имеется период загрузки садки (партии) деталей, нагрева, выдержки и разгрузки или передачи на другую операцию. В печах непрерывного действия одновременно происходит несколько самостоятельных операций по мере прохождения деталей через печь. Классификация позволяет не только отразить современное состояние, но и учесть перспективы дальнейшего развития.

В индексации печей буквами обозначаются вид нагрева, тип печи, среда и агрегатность (табл. 1). Цифрами — активные размеры (ширина, длина, высота или диаметр и высота) рабочего пространства в дециметрах в числителе и максимально допустимая рабочая температура в сотнях градусов Цельсия в знаменателе. Дополнительные и вспомогательные признаки также обозначаются буквами и цифрами и указываются через тире после показателя предельной величины температуры. Причем буквой обозначается дополнительный характерный признак: М — механизированная, П — периодического действия, Х — холодильник (камера охлаждения), цифрой — длина камеры охлаждения в дециметрах. Следует заметить, что по индексации, предложенной ВНИПИ «Теплопроект», первая буква обозначает название печи: Т — термическая пламеиная, Н — нагревательная пламенная (обычно для кузнечных цехов). Пример индексации электрических и пламенных печей приведеи на схеме (рис. 4).

Конструктивные решения основных узлов современных печей и агрегатов

Основным требованием при разработке конструкции любого оборудования является обеспечение параметров технологического процесса с минимальными отклонениями абсолютной величины. Несмотря на значительные различия соз-

данных агрегатов с точки зрения их целевого назначения, производительности, числа рядов и поддонов (в безмуфельной и отпускной печах), вида обогрева, в конструкциях агрегатов имеется много полностью унифицированных узлов и узлов с принципиально одинаковым конструктивным решением. К таким узлам необходимо отнести загрузочные и разгрузочные тамбуры, закалочные баки, вентиляторы для перемешивания печной атмосферы, направляющие для перемещения поддонов, радиационные трубы, контрольную и регулирующую аппаратуру и другие узлы.

Рабочая камера печи обеспечивает выполнение основных параметров технологического процесса и представляет собой газонепроницаемый корпус, выполненный из профилей и листовой стали, футерованный огнеупором и теплоизоляционными материалами. Размеры рабочей камеры печи зависят от назначения печи и могут колебаться в значительных пределах.

Основными определяющими факторами являются габаритные размеры деталей, схема и параметры технологического процесса, вид производства (единичное, серийное, массовое). Однако проектирование ведется из условии создания значительно большей доли активного рабочего объема из общего объема печи. Общий объем печи определяется габаритными размерами и принципом установки нагревателей, газовводов и вентиляторов для перемешивания (создания циркуляции) газовой атмосферы. Размеры рабочего пространства и номинальные температуры печей регламентированы ГОСТ 11995—75.

Футеровка печи осуществляется огнеупорным кирпичом, шамотными засыпками и асбестовым листом. Толщина футеровки зависит от характеристики огнеупоров и требования по температуре на наружной стенке печи, которая должна быть не более 60° С.

Помимо общих требований к огнеупорам для термических печей, работающих с активными углерод- и азотсодержащими газами, предъявляется требование по количеству окиси железа, которое в составе керамики не должно превышать десятых долей процента. Наиболее широко для футеровки печей с активной, науглероживающей атмосферой применяют кирпич шамотно-тальковый ШТЛ—0,6, корундолегковесный КРЛ—1,3 и кирпич дистенеилиманитового концентрата ВГЛДС-0,8. В качестве теплоизоляционного слоя используют перлитокерамические плиты и кирпич. Опоры направляющих изготовляют из шамотного кирпича класса А (марки Д-8).

Теплозащитные свойства огнеупоров определяются их плотностью, вернее их пористостью: чем она выше, тем ниже теплопроводность. В США основная масса легковесных огнеупоров изготовляется плотностью до 0,8 г/см^3.

В отечественной практике стали успешно внедряться легковесные огнеупоры на основе вспученного перлита с полимерными добавками. По огнеупорности, механической прочности, температуре применения эти огнеупоры отвечают требованиям, предъявляемым к легковесам, и обеспечивают значительное уменьшение материалоемкости футеровки печи.

Повышенные требования к режимам нагрева способствовали тому, что на современных термических печах основными источниками теплоты стали электричество и газ. Габаритные размеры электрических и газовых печей меньше мазутных, так как в них отсутствует топочное пространство или камера сжигания. В газовых печах осуществляется наиболее полное смешение газа с воздухом, благодаря чему нет необходимости в создании специальной камеры сгорания.

Электрические печи сопротивления имеют ряд преимуществ, к числу которых относятся наиболее простая схема автоматизации поддержания заданной температуры в пределах ±3—5° С, отсутствие дымососных систем, простота включения и остановки.

Зигзагообразные электрические нагреватели питают от понижающего трансформатора с рабочим напряжением не выше 50 в. Низкое напряжение предохраняет от возникновения больших токов утечки — от нагревателя к науглероженной кладке. Однако в процессе работы нагреватели науглероживаются и с течением времени становятся более хрупкими и тоикими; их электрическое сопротивление увеличивается. Эти факторы приводят к значительным местным перегревам и преждевременному выходу нагревателей.

Таблица 2. Некоторые характеристики камерных печей фирмы «Айхелин» (ФРГ)

Типоразмер печи	Размеры поддона, мм	Общая масса загрузки, кг	Число радиационных труб при обогреве	
			газовом	электрическом
1—40/40/60	400×400×700	150	4	13
2—50/45/80	500×450×900	250	6	16
3—60/50/100	600×500×1100	400	8	19
4—70/55/120	700×550×1300	550	10	22

В большинстве современных термических печей открытые нагреватели заменены нагревателями, размещениыми в радиационных трубах, которые показали большую стойкость в науглероживающей атмосфере. Преимущество нагревателей, защищенных радиационной трубой, заключается в том, что в случае повреждения любое сопротивление может быть извлечено и заменено без остановки печи. Мощность сопротивления, заключенного в одной трубе, мала, что позволяет продолжать обработку без изменения температуры во время замены сопротивления. Это уравнивает возможности размещения газовых и электрических нагревательных устройств внутри рабочего пространства печей. Варианты равноценны и по теплотехническим показателям. В пользу электрообогрева говорит только меньшая инерционность приборов, регулирующих нагрев, которая при установившемся тепловом режиме практически не влияет на колебания температуры в печи.

Рядом печных фирм применен низковольтный нагревательный элемент, получивший название «Каретерем». Нагревательный элемент представляет собой гофрированный лист из хромоникелевой стали различной ширины (в зависимости от высоты рабочей камеры печи) с рабочим напряжением порядка 10 В. Такой нагреватель имеет эмалевое покрытие, защищающее его от воздействия печной науглероживающей атмосферы. Одним из преимуществ низковольтного нагревательного элемента является возможность использовать его как экран для направления циркулирующего газового потока. Элементы подвешивают в печи без изоляции. Соприкосновение с ними деталей или механизмов загрузки и выгрузки безопасно.

Однако при проектировании современных печей отдают предпочтение газовому нагреву. Стоимость калории теплоты при электрообогреве в Европе в 8—10, в США в 5—7, в СССР в 4—5 раз выше, чем при сжигании газа. Капитальные затраты на печи с газовым обогревом на 15—20% ниже, чем с электрическим, а затраты на ремонт примерно в 2 раза меньше. Газовый нагрев, особенно в период разогрева садки, более эффективен, чем электрический [8]. Иностранные фирмы на печах с газовым обогревом устанавливают примерно вдвое меньшее число радиационных труб, чем на таких же по размеру электропечах (табл. 2).

Рядом печных фирм на автоматизированных печах установлено завышениое число радиационных труб, в результате чего тепловая мощность значительно превышает общую потребность. Однако введение программирующего устройства позволяет интенсифицировать нагрев с последующим автоматическим отключением ряда труб в период стабилизирующей выдержки или насыщения.

Равномерность температуры по всему рабочему объему печи зависит от правильного расположения радиационных труб, а также от их формы и конструкции [2]. Для повышения равномерности нагрева по длине прямоточной трубы широко применяются вмятины, подвесные гирлянды (рис. 5). Создание турбулентного движения сжигаемого газа повышает равномерность нагрева и снижает его расход [8].

Радиационные трубы U- и W-образной формы имеют эллиптическое или круглое сечение (рис. 6). На коице трубы, противоположном месту установки горелки, размещен воздушный инжектор, который обеспечивает постоянное разрежение на выходе газового потока из трубы. Благодаря такому устройству в трубе соз-

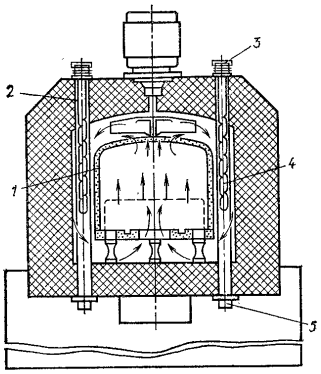


Рис. 5. Поперечный разрез универсальной камерной печи:
1 — полумуфель; *2* — радиационная труба; *3* — замок радиационной трубы; *4* — рассекатели пламени — подвесные гирлянды; *5* — горелки

дается постоянная тяга, обеспечивается подсос воздуха для сжигания газа и удаляются продукты сгорания. Подача воздуха на горелку и инжектор производится от одного коллектора.

Значительное снижение удельного расхода топлива достигается в результате применения более совершенной изоляции и утилизации теплоты отходящих газов с помощью рекуператоров и регенераторов. Рекуператоры позволяют подогревать воздух, поступающий на горение, до 700—800° С.

Доводка конструкции радиационной трубы с газовым обогревом привела к созданию одинарной тупиковой рекуператорной и рециркулирующей конструкции трубы. Такая рациональная труба устраняет напряжения, создаваемые газовыми пробками или изменениями сечений на изгибах и в возвратных коленах.

При использовании тупиковых труб (рис. 7) с рекуператорами КПД газовых печей достигает 70%, что практически одинаково с КПД электропечей самых современных конструкций (70—75%). Применение труб с рекуператорами значительно повышает их долговечность за счет отбора теплоты в местах прохода труб через кладку. Благодаря этой системе число труб в печи сокращается на 25—30%. Эффективность использования топлива повышается на 30% [3, 9].

Обеспечение технологического газового режима в современных многоцелевых автоматизированных печах решается комплексом приспособлений и устройств, к числу которых относятся газовводы, гидравлики, перемешивающие вентиляторы, экраны и т. д. Установка газовводов производится как на боковых стенках печи, так и на своде, но поток вводимого газа не должен влиять на показания термопар и температуру обрабатываемых деталей. При установке газовводов на своде наиболее удобно подать газ на крыльчатку вентилятора, что способствует как немедленному перемешиванию газа с атмосферой печи, так и организации направленного потока.

К газовводу подводятся три газовых компонента: эндогаз, природный газ и аммиак, которые могут быть поданы в печь одновременно и с отключением любого из газов. Природный газ и эндогаз подключаются к вводу через пробковые

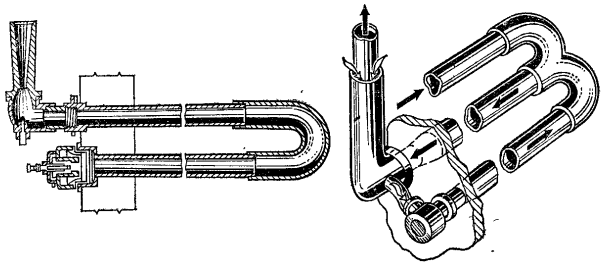
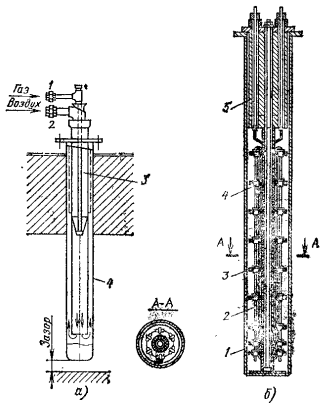


Рис. 6. Радиационные трубы с газовым обогревом

Рис. 7. Радиационные трубы:
а — тупиковая одинарная рекуперационная и рециркуляционная для газового нагрева: *1* — регулятор газа; *2* — регулятор воздуха; *3* — рекуператор; *4* — радиационная труба; *б* — тупиковая одинарная с электронагревательным элементом: *1* — радиационная труба; *2* — нагревательный элемент; *3* — шайба; *4* — изолятор; *5* — пробка



краны, а аммиак — через специальный аммиачный вентиль. Для устранения преждевременного термического разложения аммиака конструкция газоввода предусматривает водяное охлаждение. Для атмосфер, содержащих газообразный аммиак, не допускается применение медных или латунных кранов.

Сброс отработанного газа при повышении давления в печи и тамбуре производится через гидравлический или механический затворы. При нормальных условиях уровень воды в гидравлическом затворе устанавливается таким, чтобы рабочее давление составляло не более 25 мм вод. ст., а при увеличении его происходил сброс избытка газа.

Создание направленных газовых потоков обеспечивается вентиляторами и экранизирующими устройствами, от нормальной работы которых во многом зависят качество продукции и скорость процессов химико-термической обработки. Скорость нагрева в печах при работающем вентиляторе повышается на 30%. В большинстве конструкций перемешивающие вентиляторы установлены на своде печи. Скорость циркуляции атмосферы около 10—15 м/с.

Для интенсификации омывания обрабатываемых деталей потоком газа институтом ВНИПИ «Теплопроект» и ЗИЛом предложена установка направляющего конуса и спрямляющих неподвижных лопаток за ротором на выходе из вентилятора. Реализация этих предложений позволяет увеличить производительность существующих вентиляторов в 5—6 раз.

В целях создания направленных газовых потоков в практике печестроения нашла применение установка экранизирующих устройств — полумуфелей (рис. 5). Экранизирующие устройства увеличивают расход тепловой энергии, но получаемый эффект по качеству обрабатываемой продукции и сокращению продолжительности процесса полностью окупают затраты.

Важнейшими конструктивными решениями, позволяющими обеспечить постоянство и заданный химический состав атмосферы, является устройство газонепроницаемых сварных кожухов и установка плотноприлегающих заслонок и крышек с уплотнительными прокладками. В качестве уплотнителей применяют масла, песок, хромовый порошок, циркониевый песок, теплоизоляционные материалы и т. п. Количество утекаемой атмосферы из печи в зависимости от материала уплотнения и давления газовой атмосферы на 1 м соединения, по данным фирмы «Чугай Ро» (Япония), приведено на рис. 8. Стабильность давления в печи обеспечивается с помощью загрузочных и разгрузочных тамбуров и различными системами шлюзования поддонов при загрузке и выгрузке [10].

Практика показала, что применение тамбуров (загрузочных камер) больших объемов затрудняет поддержание стабильного давления в печах, так как вследствие снижения температуры газа резко падает давление в тамбуре и самой печи. Во избежание этого стремятся уменьшить объем тамбуров или применяют футерованные загрузочные тамбуры. Для устранения подсосов воздуха в тамбуре при открытии заслонок используют газовые завесы (рис. 9).

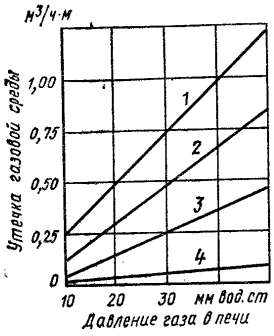


Рис. 8. График утечки газа в зависимости от давления в печи и материала уплотнения:
1 — речной песок; *2* — кварцевый песок; *3* — циркониевый песок; *4* — твердое уплотнение

Комплекс газораспределительных устройств должен обеспечить не менее 4—5-кратного обмена газовой среды в объеме печи с тамбурами загрузки и разгрузки. Для контроля расхода и регулировки газа-карбюризатора широко применяют ротаметры, флоскопы, а в последние годы — потенциометры с изодромными приставками.

Закалочное устройство состоит из закалочного бака, механизма для перемешивания закалочной среды, нагревателей и охладителей. Конструкция современного закалочного устройства предусматривает герметичность и исключает контакт охлаждающей среды с атмосферой цеха. Верхняя часть бака закрыта по всей поверхности, за исключением площади загрузочного тамбура, который герметично присоединен к каркасу печи (рис. 10).

Поддон с деталями, поданный разгрузочным механизмом печи, устанавливается на подъемнике, когда последний находится в верхнем положении. Переходя затем в нижнее положение, подъемник погружает поддерживаемый им поддон в содержащееся в закалочном баке масло. Таким образом, садка деталей оказывается внутри своего рода кессона, к которому присоединены в нижней его части две трубы, имеющие форму колена. В свободном конце каждой из этих труб помещена перемешивающая крыльчатка, насаженная на конец удлиненного вращающегося вала. Объем закалочного бака составляет около 10—15 л на 1 кг закаливаемых в час деталей.

По истечении заданного для закалки времени, контролируемого часовым механизмом, подъемник возвращается в верхнее положение. Для опускания и подъема закаливаемой садки на верхней плите загрузочного тамбура устанавливается пневматический или гидравлический подъемник.

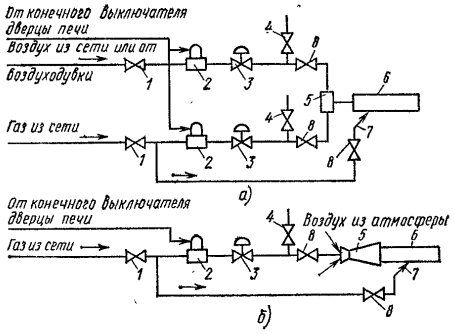
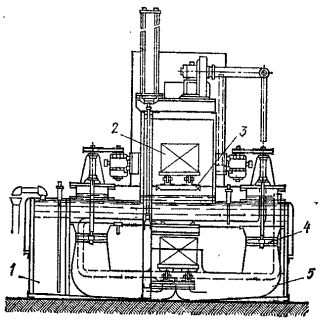


Рис. 9. Технологические схемы пламенных завес с принудительным (*а*) и инжекционным (*б*) смешением газа и воздуха:
1 — запорный кран; *2* — электромагнитный вентиль; *3* — регулятор давления; *4* — штуцер для изменения давления; *5* — инжекционные смесители; *6* — горелка завесы; *7* — запальник; *8* — регулировочный кран

Рис. 10. Закалочный бак:
1 — закалочный бак; *2* — загрузочная камера; *3* — закалочный стол с подъемником; *4* — перемешивающая крыльчатка с двигателем; *5* — направляющий короб масляного потока



На закалочном баке монтируются датчики, контролирующие температуру и уровень закалочного масла, а на щите управления — комплекс приборов, регулирующий эти показатели.

Установленный уровень масла в закалочном баке поддерживается автоматически благодаря тому, что при повышении уровня в результате увеличения объема масла при разогреве (которое может достигать 17—18% первоначального объема) избыток масла переливается в подпиточный бак, а при понижении уровня масла включается автоматическая подпитка из подпиточного бака. Независимо от этого, во избежание образования в тамбуре взрывоопасных смесей, необходимо периодически тщательно контролировать уровень масла.

На баках печей фирмы «Ипсен» (ФРГ) установлены насосы с двухступенчатым приводом; насос работает постоянно с малой скоростью, а в момент опускания в бак поддона с деталями насос автоматически переключается на большую скорость. На камерных печах фирмы «Линдберг» (США) перемешивающие насосы работают постоянно, но предусмотрена их автоматическая остановка на 10—30 с при опускании поддона с деталями в масло. При постоянной работе перемешивающих насосов более надежно обеспечивается выравнивание температуры масла по всему объему бака и облегчается задача точного поддержания нужной температуры масла в баке.

Подогрев масла в закалочных баках осуществляют с помощью радиационных газовых, электрических труб или электронагревателей, размещенных в баке. Для охлаждения масла используют маслоохладители как вынесенные за пределы бака, так и размещенные в закалочном баке.

2. УНИВЕРСАЛЬНОЕ ТЕРМИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

Для термической обработки применяют камерные, шахтные, роторные и карусельные печи. Широкий диапазон воспроизводства различных технологических процессов, возможность варьирования объема загрузки, универсальность способствовали широкому внедрению их в различных отраслях машиностроения.

Повышенные требования к параметрам технологического процесса потребовали создания универсальных камерных печей и печей с нагревом деталей в вакууме. Для термической обработки мелких деталей наиболее приемлемы роторные печи с защитной или активной газовой атмосферой, а для нагрева длинномерных деталей (осей) — шахтные печи. Закалка деталей под штампом закалочного пресса с поштучной выдачей потребовала создания карусельных печей.

Камерные универсальные автоматизированные печи

Камерные автоматизированные печи обеспечивают выполнение современных технологических процессов (табл. 3). Характерным для таких печей является изготовление в едином каркасе печи камеры нагрева, загрузочного тамбура (шлюза) и закалочного бака (см. рис. 1), что обеспечивает герметичность установки.

Таблица 3. Камерные электропечи

Модель печи	Размеры рабочего пространства, мм			Предельная температура, °С
	Ширина	Длина	Высота	
СНО—2,0.4,0.1,4/7	200	400	140	700
СНЗ—2,0.4,0.1,4/10	200	400	140	1000
СНЗ—2,0.4,0.1,4/12	200	400	140	1250
СНО—2,5.5,0.1,7/7	250	500	170	700
СНЗ—2,5.5,0.1,7/10	250	500	170	1000
СНЗ—2,5.5,0.1,7/12	250	500	170	1250
СНО—3,0.6,5.2,0/7	300	650	200	700
СНЗ—3,0.6,5.2,0/10	300	650	200	1000
СНЗ—3,0.6.5.2,0/12	300	650	200	1250
СНО—4,0.8,0.2,6/7	400	800	260	700
СНЗ—4,0.8,0.2,6/10	400	800	260	1000
СНЗ—4,0.8,0.2,6/12	400	800	260	1250
СНО—5,0.10.3,2/7	500	1000	320	700
СНЗ—5,0.10.3,2/10	500	1000	320	1000
СНЗ—5,0.10.3,2/12	500	1000	320	1250
СНО—6,5.13.4,0/7	650	1300	400	700
СНЗ—6,5.13.4,0/10	650	1300	400	1000
СНЗ—6,5.13.4,0/12	650	1300	400	1250
СНО—8,5.17.5,0/7	850	1700	500	700
СНЗ—8,5.17.5,0/10	850	1700	500	1000
СНЗ—8,5.17.5,0/12	850	1700	500	1250
СНО—11.22.7,0/7	1100	2200	700	700
СНЗ—11.22.7,0/10	1100	2200	700	1000
СНЗ—11.22.7,0/12	1100	2200	700	1250
СНО—14.28.9,0/7	1400	2800	900	700
СНЗ—14.28.9,0/10	1400	2800	900	1000
СНЗ—14.28.9,0/12	1400	2800	900	1250
СНО—18.36.12/7	1800	3600	1200	700
СНЗ—18.36.12/10	1800	3600	1200	1000
СНЗ—18.36.12/12	1800	3600	1200	1250
СНО—23.46.15/7	2300	4600	1500	700
СНЗ—23.46.15/10	2300	4600	1500	1000
СНЗ—23.46.15/12	2300	4600	1500	1250
СНА—7,5.24.10/6М	750	2400	1000	650
СНА—10.32.13/6М	1000	3200	1300	650
СНА—13.45.16/6М	1300	4500	1600	650
СНЗА—3,0.6,5.2,0/10	300	650	200	1000
СНЗА—4.0.8,0.2,6/10	400	800	260	1000
СНЗА—5,0.10.3,2/10	500	1000	320	1000
СНЗА—6,5.13.4,0/10	650	1300	400	1000
СНЗА—8,5.22.5,0/10	850	2200	500	1000

Анализ патентных и информационных материалов по ведущим печестроительным фирмам показывает, что размеры печей для обеспечения потребности промышленности укладываются в довольно узкие пределы. Так, габаритные размеры садки составляют по ширине от 300 до 910 мм, по длине — от 450 до 1800 мм и высоте — от 250 до 910 мм, активный объем печн колеблется от 0,01 до 0,95 м³. Параметрические ряды конструкций печей, разработанные ведущими фирмами, отражают шнрокий типаж оборудования с газовым и электрическим нагревом (табл. 4).

Печные фирмы указывают в качестве основных характеристик активные размеры пода печи, возможную высоту загрузки (садки) или объем камеры нагрева, максимальную массу садки. В зависимости от характера обрабатываемых деталей возможен выбор наиболее рациональной печи: камерной тупиковой, проходной, элеваторной и т. д.

Каркас печи изготовляется из листовой стали, причем листы берутся таких размеров, чтобы избежать иаличия сварных швов. При иаличии сварных швов оии выполияются герметичиыми, чтобы обеспечить положительиое давление в печи. Для повышеиия жесткости коиструкции, от температуриых перепадов, каркас печи укрепляется швеллерами, угольииками и двутавровыми балками. Каркас покрывают высокотемпературиой мастикой и красят алюмиииевой краской. Места соединеиий каркаса с движущимися частями (заслоикой) и другими

механизмамн и приспособлеииями точно обрабатываются, а стыковка осуществляется через прокладки, сальники, фланцевые соединения, что обеспечнвает герметичность конструкции.

Футеровку печи выполняют из легковеса и высокопрочного огнеупора. Футеровка многослойная, с дополнительной внешней теплоизоляцией. Теплоизоляция располагается между каркасом и шамотной кладкой и состонт из листового асбеста и шамотной крошки.

Высокопрочный алюмосиликатный огнеупор применяется для выполнения пода и является опорой иаправляющих для движения садки в момент загрузки и выгрузки. Направляющие рельсы и ролики изготовляют из жаростойкой хромоникелевой стали с содержанием никеля 25—38% и хрома порядка 18—20%. В последнне годы направляющие изготовляют из SiC.

Для повышення равномерности иагрева и создания направленных газовых потоков устанавливают вентнляторы. Место установки их в большинстве конструкций на своде печи. Однако имеются конструкции с установкой вентиляторов в поду печи (рис. 11) и на боковых стенках. При боковом расположении применяют рецнркуляционную систему вентилятора.

Экранирующие устройства изготовляются из жаростойкой стали или керамики. Как правило, они имеют ребра жесткости. На стенках и своде печи предусмотрены газовводы для подачи защитного и цементирующего газа и пробоотборники газа для контроля и регулирования процесса.

Нагрев печи обеспечивается радиационными трубами или нагревателями сопротивления. Они располагаются вертикально вдоль боковых стен печи или горизонтально над и под поддоном с деталями. При горизонтальном расположенин радиационных труб для предотвращения провисания имеются жаростойкие опоры по их длине, не препятствующие температурному расширению труб. В нагревательную систему печи входят трубопроводы, смесители-регуляторы, а также вентили и краны при газовом обогреве. В рабочем пространстве печи движущиеся механизмы отсутствуют, за исключением крыльчатки вентилятора.

В передней стенке печи со стороны загрузочной камеры имеется проем, служащий для введения поддона с деталями и перекрываемый заслонкой. Это способствует однородности температуры по объему печи и уменьшает (до минимума) потери теплоты.

В задней стенке печи находится пробоотборник газа и установлена термопара.

Загрузочная камера (шлюз, форкамера) обеспечивает шлюзование деталей в момент загрузкн и размещается иад закалочным баком. Загрузочный тамбур

Таблица 4. Основные технические данные камерных автоматизированных печей

Фирма	Число единиц в параметрическом ряду		Активный объем печи, м³	Масса загрузки, кг	Предельная рабочая температура, °С	
	Газ	Электричество			Газ	Электричество
«Бирлек» (Англия)	4	4	0,25—0,57	295—670	1050	1000
«Вильд Барфильд» (Англия)	5	5	0,28—0,95	360—1134	1150	1050
«Эфко» (Англия)	3	5	0,01—0,57	80—620	1000	950
«Элатерма» (ПНР)	—	3	0,24—0,48	280—560	—	950
«ВНИИЭТО (СССР)	—	2	0,16—0,25	150—300	—	950
Теплопроект (СССР)	2	—	0,20—0,84	500—1000	1000	—
«Линдберг» (США)	4	5	0,25—0,71	280—900	1100	1000
«Айхелин (ФРГ)	4	4	0,11—0,50	105—455	1100	950
«Бойеофен (ФРГ)	3	3	0,15—0,45	300—500	1100	1000
«Ипсен» (ФРГ)	10	10	0,14—1,01	350—1000	1100	1100
«Штейн—Рубе» (Франция)	2	2	0,25—0,47	600—800	950	950
«Фульмина» (ФРГ)	4	4	0,09—0,54	180—520	1000	1000
«Чугай Ро» (Япония)	3	3	0,19—0,47	230—660	950	950

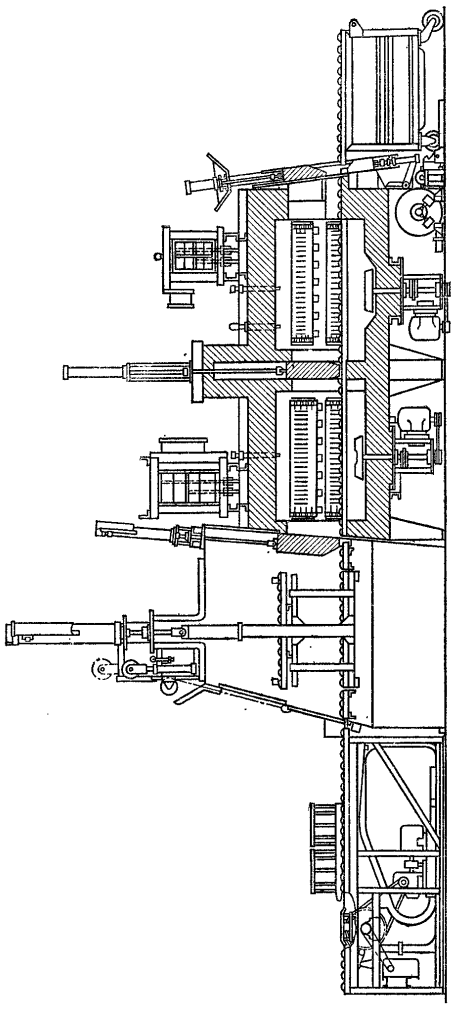


Рис. 11. Печь с вентилятором для перемешивания газовой атмосферы в поду камеры нагрева

оснащен двухъярусным подъемником. У ряда конструкций в верхней части загрузочного тамбура располагается камера медленного охлаждения, имеющая водоохлаждаемую рубашку. Загрузочная камера отделяется от печи посредством футерованной заслонки и от внешней среды заслонкой с наличием шарнирного приспособления, гарантирующего газонепроницаемость ее. В верхней части загрузочной камеры находятся предохранительные клапаны.

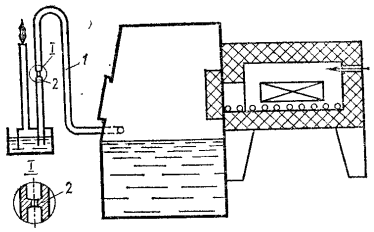


Рис. 12. Камерная печь с контролируемой атмосферой

При наличии камеры медленного охлаждения на тамбуре загрузки размещают перемешивающий вентилятор для усиленной циркуляции защитной атмосферы и обеспечения равномерного и ускоренного охлаждения садки деталей без контакта с воздухом. Защитный газ поступает в камеру из печи через специальные каналы и неплотность и удаляется по трубопроводу через гидравлический затвор на свечу. Кроме того, загрузочный тамбур оборудуется специальной системой газопроводов для вытеснения воздуха, введенного в него вместе с загруженными деталями.

Наличие тамбура с камерой охлаждения затрудняет сохранение постоянного состава печной атмосферы, так как в момент закрытия печной заслонки резко падает давление и возможен подсос воздуха. Для предохранения от подсоса воздуха в рабочую камеру в печах ВНИИЭТО устанавливают автоматически регулируемую пламенную завесу у загрузочной заслонки и выполняют трубопроводы к гидравлическому затвору Ω-образной формы *1* с установкой внутри него вставки *2* с калиброванным отверстием (рис. 12). При загрузке садки тамбур загрузки в течение 5—10 мин подвергается продувке, что полностью исключает изменение заданной газовой атмосферы в рабочем объеме печи.

Под загрузочным тамбуром размещается герметизированный закалочный бак. Конструкция бака предусматривает наличие теплоизоляции, нагревателей закалочной среды и приспособлений для организации направленного потока масла. Охлаждение закалочного масла осуществляется или охладителями, непосредственно расположенными в закалочном баке (обычно воздушными), или вынесенной вне бака маслоохладительной установкой. Температура масла контролируется и регулируется автономной системой. Для более интенсивного перемешивания закалочной среды баки комплектуются реверсионными насосами, крыльчатками и т. п.

Универсальные камерные печи выполняются с горизонтальной и вертикально расположенной рабочей камерой. Элеваторные печи (рис. 13) фирмы «Эфко» (Англия) сочетают в себе преимущества шахтных цементационных печей с возможностью непосредственной закалки или медленного охлаждения деталей с защитной атмосферой. Загрузочный тамбур *8* с закалочным баком *11* и камерой охлаждения *7* оборудуется двухъярусным подъемником *6*. Газоплотный каркас печи *1* исключает контакт деталей с атмосферой цеха при передаче из зоны нагрева в камеру охлаждения [10].

Свод печи подъемно-открывающегося типа, и на нем установлен вентилятор *4* для интенсивного перемешивания газовой контролируемой атмосферы. К своду печи прикреплена жаростойкая реторта, изолирующая нагревательные элементы *5* от цементационной камеры.

Под печи *2*, выполненный из огнеупорных материалов, посредством пневматического цилиндра *3* в герметичной камере опускается для приема садки деталей и поднимается вместе с ней, герметично закрывая собой рабочую камеру печи. Перемещение садки деталей на под печи и с пода печи на стол закалочного бака *6* осуществляется цепным механизмом. Такая конструкция исключает нагрев транспортных механизмов. Все операции по перемещению садки в пределах

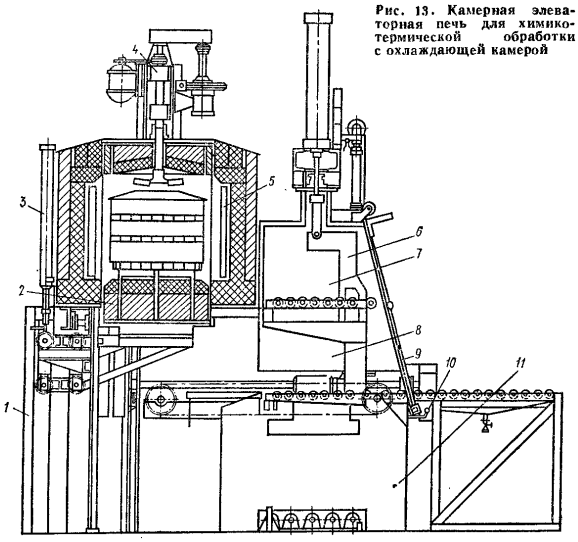


Рис. 13. Камерная элеваторная печь для химико-термической обработки с охлаждающей камерой

установки осуществляются автоматически с пульта управления. Перед заслонкой *9* установлена газовая завеса *10*.

Подача газа карбюризатора осуществляется через под печи; газ просасывается через садку деталей под действием вентилятора и, обтекая ее, возвращается вниз. Отработанный газ удаляется из рабочего пространства через под печи и гидравлический затвор, расположенный у загрузочной заслонки, и дожигается на свече.

Другая конструкция элеваторной камерной универсальной автоматизированной печи фирмы «Соло» (Швейцария) представлена на рис. 14. Одним из преимуществ указанной конструкции является наличие двух самостоятельных закалочных баков *2*. Такое решение позволяет иметь различные закалочные среды (масло, вода), что крайне необходимо в мелкосерийном и единичном производствах.

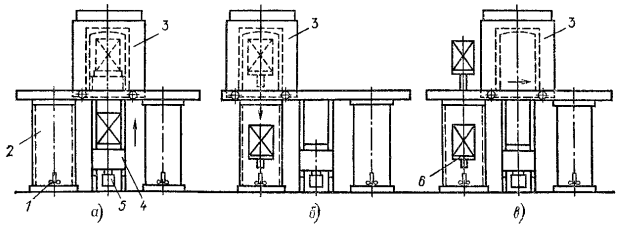


Рис. 14. Элеваторная камерная универсальная автоматизированная печь:
а, в — печь на позициях загрузки и выгрузки; *б* — печь над закалочным баком

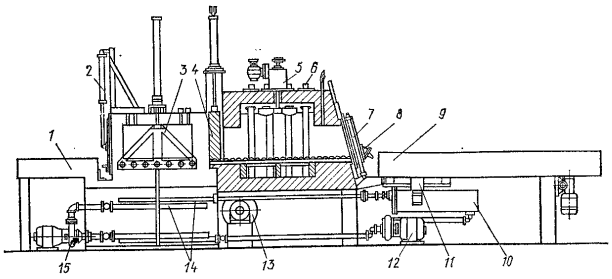


Рис. 15. Проходная камерная печь:
1 — стол разгрузки; *2* — пневматический цилиндр заслонки тамбура; *3* — закалочный стол с подъемником; *4* — промежуточная заслонка; *5* — вентилятор; *6* — радиационные трубы; *7* — пневматический цилиндр заслонки; *8* — шариковое уплотнение для ввода толкателей; *9* — загрузочное устройство-толкатель; *10* — маслоохладитель; *11* — механизм подъема садки деталей; *12* — охлаждающий насос; *13* — вентилятор подачи воздуха для сгорания; *14* — циркуляционно-охлаждающие трубы; *15* — циркуляционный насос

Печь *3* герметична, оборудована муфелем, перемешивающим вентилятором для создания направленных газовых потоков *5*, расположенным в подъемном поде печи *4*, вентилятором-мешалкой *1* для циркуляции закалочной среды, системой подачи, регулирования и отвода газовой атмосферы. После разгрузки садки в закалочный бак печь снова приводится в исходное положение, и в нее поступает новая порция деталей. Охлажденные детали независимо от печи самостоятельным подъемником *6* выводятся из закалочного бака и после стока закалочной жидкости передаются на последующие операции.

Стремление повысить производительность универсальных камерных печей, а также специфика индивидуальной закалки в штампах пресса привели к созданию камерных автоматизированных проходных печей с последовательно расположенными столом загрузки, печью нагрева или науглероживания в контролируемой атмосфере, закалочным баком и столом разгрузки (рис. 15).

Специфика проходных печей потребовала наличия двух заслонок, расположенных на противоположных стенках печи. Как правило, одна из заслонок выполняется с повышенной жесткостью и обеспечивает герметичность печи. Другая заслонка на передаче деталей в камеру охлаждения допускает возможность свободного перетекания газа. Однако обе заслонки выполняются с керамическим наполнением [10].

В проходных печах нагреватели располагаются вдоль боковых стен. В ряде конструкций, кроме того, дополнительно устанавливают нагреватели и в поду печи. Камеры охлаждения, закалочные баки и подъемные столы выполняются аналогично камерным печам. Следует заметить, что транспортные устройства в проходных печах конструктивно более сложны. Однако с момента загрузки садки и до окончательной выдачи ее на стол разгрузки печи работают с точным управлением в программируемом цикле.

Принцип работы агрегата состоит из следующих основных операций. После монтажа деталей на приспособления транспортное устройство подает садку на загрузочный стол. Рабочий дает сигнал на открытие заслонки, и садка подается в камеру нагрева. Заслонка закрывается, рабочий, обслуживающий печь, устанавливает программу термической обработки и включает автоматический цикл управления.

После окончания нагрева или химико-термической обработки автоматически поднимается внутренняя заслонка и при этом включает концевой выключатель, который, в свою очередь, включает проталкивающий механизм. Толкатели-штанги, встроенные в загрузочный стол, выдвигаются через герметичные сальники в заслонке и транспортируют садку из камеры нагрева на стол охладитель-

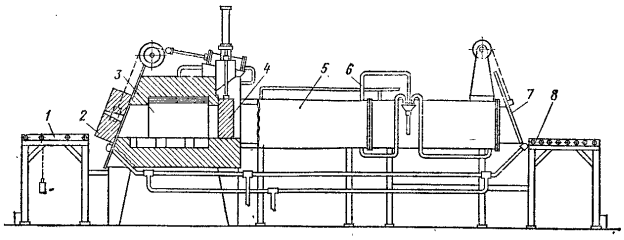


Рис. 16. Проходная камерная печь с камерой охлаждения в защитном газе:
1 — стол загрузки; *2* — заслонка; *3* — камера нагрева; *4* — промежуточная заслонка; *5* — камера охлаждения; *6* — система подачи охлаждающей воды; *7* — заслонки разгрузки; *8* — стол разгрузки

ной камеры. Толкатели-штанги возвращаются в исходное положение, промежуточная заслонка закрывается, и камера нагрева может загружаться новой садкой.

Если детали должны быть охлаждены в защитной атмосфере, подъемный стол остается над закалочным баком. Если садка деталей должна быть подвергнута закалке в масле, стол автоматически погружается в масляную ваину. После выдержки в закалочном баке и над иим, для стока масла, автоматически открывается заслонка камеры охлаждеиия и детали захватом выдаются на стол разгрузки.

В случае обработки постоянной номенклатуры деталей и в достаточном объеме, требующих охлаждения в защитной среде с задаиной скоростью, к камерным автоматизированным печам фирмы «Линдберг» (США), непосредствеино за камерой нагрева, пристраивается охладительная камера. Охладительная камера заполняется отходящими газами, а скорость охлаждения регулируется подачей воды (рис. 16).

Разработки комбинированного насыщения стали в процессе цемеитации с двумя различными потенциалами газовой атмосферы, двухступеичатого режима газового азотирования и т. д. привели к созданию двухкамерных печей (фирм «Ипсен», «Лимберг» США). Дополнительная камера располагается иепосредственно за нагревательной рабочей камерой и отделяется от нее вертикальной заслонкой. Она также обогревается нагревателями, имеет газовые разводки и вентилятор для создания направленных газовых потоков (см. рис. 11). Автоматизированные камерные печи с двумя камерами, расположеиными подряд, целесообразны для повышения производительности только в том случае, если весь процесс можно разделить на два участка одинаковой продолжительности.

Двухкамерный агрегат фирмы «Дегусса» (ФРГ) состоит из двух нагревательных камер, масляной закалочной ваины и загрузочной камеры с поворотным двухъярусным столом и транспортным устройством. Все элементы агрегата связаны единым каркасом (рис. 17).

Нагрев каждой рабочей камеры осуществляется десятью газовыми радиационными тупиковыми трубами, изготовленными из стали с 15% Cr и 25% Ni. Радиационные трубы расположены вертикально и укомплектованы рекуператорами. Подача воздуха на горение осуществляется воздуходувкой, расположенной за закалочным баком.

Печи оборудованы муфелем, изготовлениым из SiC. На своде печи смоитирован вентилятор, причем вал вентилятора охлаждается водой, а направляющие лопасти изготовляются из стали с 55% Ni и 16% Cr. Вентилятор и его двигатель помещены вместе на одной монтажной плите, которая надежно изолироваиа от печи.

Заслонки нагревательных камер футерованы огнеупорным шамотом — легковесом. Движение заслонки осуществляется электромеханической передачей с цепью и цепным колесом. Для перемещения поддоиа с деталями имеется печная плита с двумя выдвижными иаправляющими и двумя боковыми ограничителями — планками. Рельсы — направляющие и ограничительные планки — изготовляются из SiC.

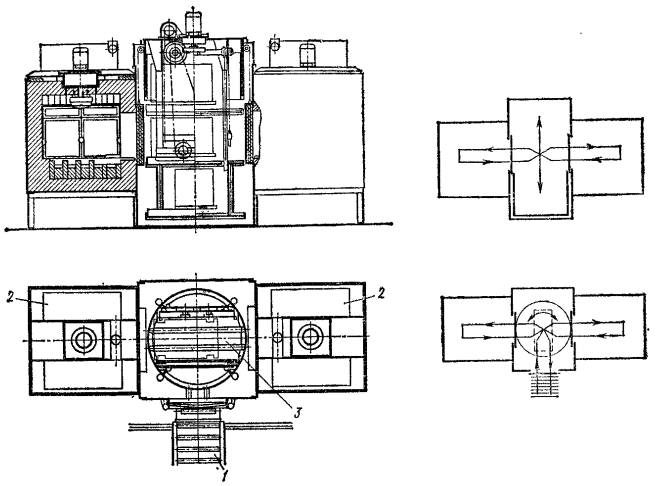


Рис. 17. Двухкамерная печь:
1 — стол загрузки; *2* — камеры нагрева; *3* — загрузочная камера с закалочным баком

Рабочая камера печи осиащена газовой, контрольно-измерительной и регулирующей аппаратурой.

Между рабочими нагревательными камерами, с учетом размещения подъемного двухъярусного стола, расположена масляная закалочная ванна, оборудоваиная электроиагревателями и двумя циркуляционными насосами. Ванна имеет систему контроля и регулирования температуры [9].

Вакуумные печи

В настоящее время создан ряд вакуумных термических печей различного исполнения и иазначения. Вакуумный метод нагрева применяют взамен нагрева в защитных газовых атмосферах и нагрева в расплавах солей. Широко ведутся работы по использованию вакуумных печей для химико-термической обработки (цементации, азотирования).

Применение нагрева в вакууме по сравнению с нагревом в печах с защитной атмосферой уменьшает затраты, связанные с приготовлением защитных атмосфер, сокращением производственных площадей (до 50%) и количества обслуживающего персонала. На рис. 18 представлена горизонтальная камерная вакуумная печь фирмы «Хейс» (США).

Вакуумные печи (табл. 5) выполняются конструктивно как камерными садочного типа, так и проходными, шахтными, элеваторными, с выкатными тележками. Причем ряд конструкций печей представляет возможность закалки деталей как в потоке инертного газа (аргон, азот и т. п.), так и в закалочном масле.

У камерных печей торцовая стенка (тарельчатого вида) одновременно является дверцей, закрывающей загрузочное окно с первоначальным уплотнением.

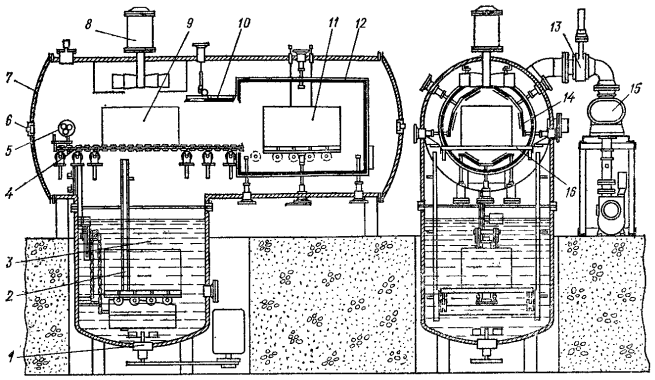


Рис. 18. Вакуумная автоматизированная камерная печь:
1 — крыльчатка с двигателем для перемешивания масла; *2* — закалочный стол с подъемником; *3* — закалочный бак; *4* — толкатель; *5* — термопара; *6* — глазок; *7* — заслонка с вакуумным затвором; *8* — вентилятор; *9* — принудительное охлаждение садки газом; *10* — заслонка камеры нагрева (отражатель тепла); *11* — камера нагрева; *12* — теплоизоляция камеры нагрева; *13* — вакуумный клапан; *14* — нагревательный элемент; *15* — вакуумный насос; *16* — под печи

Дверца открывается по радиусу или поднимается или откатывается (рис. 19), обеспечивая свободный доступ как для загрузки садки, так и для контроля камеры нагрева.

Вакуумные печи работают в автоматическом режиме с регистрирующими приборами управления.

Одна из сложнейших проблем термической обработки в вакуумных печах — охлаждение — решена благодаря разработке печей с принудительным газовым или масляным охлаждением. Такие печи оснащены двумя приводами. Один привод перемещает загрузочный стол в камере нагрева, второй перемещает стол закалочной ванны. Наличие отдельных приводов (загрузчиков) обеспечивает то, что загрузочный стол ие погружается в масляную ванну. Это препятствует короблению закалочного стола, а также загрязнению внутренней полости печи парами масла. Для охлаждения и сокращения содержания масляных паров как в масляной ванне, так и в газовой среде в камере монтируются вентиляторы, обеспечивающие направленный поток.

Ввиду того, что закалочное масло находится под влиянием пониженного давления, применяют лишь стойкие против испарения сорта масла.

Массовое и крупносерийное производства в машиностроении способствовали развитию вакуумных печей непрерывного действия (рис. 20). Эти печи имеют высокую производительность при значительно меньшем удельном расходе электроэнергии.

Загрузка и выгрузка деталей осуществляются через шлюзовые камеры, что обеспечивает постоянный вакуум и температуру в рабочем объеме печи. Однако следует учитывать, что в момент загрузки садки (поддона) и газовыделения в начале нагрева происходит некоторое снижение вакуума.

Учитывая, что в вакууме при рабочих температурах резко повышается коэффициент трения из-за диффузионного сваривания металла, механизмы выносят из рабочей камеры, а поддоны и направляющие рельсы изготовляют из графита. Для термического упрочнения применяют вакуумные печи двух принципиально различных типов: с наружным обогревом камеры нагрева и с нагревателем в рабочей камере.

Таблица 5. Вакуумные электропечи конструкции ВНИИЭТО

Тип печи	Модель печи	Основные технические данные				
		Устанавливаемая мощность, кВт	Номинальная температура, °С	Рабочий вакуум, мм рт. ст.	Размеры рабочего пространства, мм	Число тепловых зон
Лабораторная шахтная	СШВЛ—0,6.2/16М1	10	1600	$1 \cdot 10^{-4}$	60×200	1
	СШВЛ—0,6.2/25М1	43	2500	$1 \cdot 10^{-4}$	60×200	1
	СШВЛ—1.2.5/25М1	65	2500	$1 \cdot 10^{-4}$	100×250	1
	СШВЛ—1.2.5/25М4	63	2500	$1 \cdot 10^{-4}$	100×250	1
Лабораторная камерная	СНВЛ—1.3.1/16М1	44	1600	$1 \cdot 10^{-4}$	100×300×100	1
	СНВЛ—1.3.1/22М1	70	2200	$1 \cdot 10^{-4}$	100×300×100	1
Шахтная с керамической теплоизоляцией	СШВ—27.36/9М01	425	900	$1 \cdot 10^{-1}$	2700×3600	5
	СШВ—27.45/9М01	450	900	$1 \cdot 10^{-1}$	2700×4500	6
	1СШВ—3.30/11,5*	264	1150	$1 \cdot 10^{-3}$	300×3000	4
Камерная с выкатным подом, с керамической теплоизоляцией	СНВ—15.30.5/11,5М03	485	1150	$1 \cdot 10^{-3}$	1500×3000×500	3
	СНВ—15.15.5/11,5М03	194	1150	$1 \cdot 10^{-1}$	1500×1500×500	4
	СНВ—21.5.43.14/11,5М03	1450	1150	$5 \cdot 10^{-3}$	2150×4300×1400	10
	1СНВ—14.100.4/14,5**	1465	1450	$5 \cdot 10^{-3}$	1400×1000×400	5
Элеваторная с керамической теплоизоляцией	СЭВ—2.2/11,5М01	15	1150	$1 \cdot 10^{-3}$	200×200	1
	СЭВ—3.3/11,5М01	22	1150	$1 \cdot 10^{-3}$	300×300	1
	СЭВ—5.5/11,5М01	67,5	1150	$1 \cdot 10^{-3}$	500×500	3
Шахтная с графитовой теплоизоляцией	СШВ—1.10/20М02	172	2000	$1 \cdot 10^{-3}$	100×1000	1
	СШВ—5.15/22М02	600	2200	$1 \cdot 10^{-3}$	500×1500	1
	СШВ—3.3/13ГМ1	60	1300	$1 \cdot 10^{-3}$	300×300	1
Элеваторная с графитовой теплоизоляцией	СЭВ—3.6/22ГМ3	196	2200	$1 \cdot 10^{-3}$	300×600	1
	СЭВ—5.5/20М02	400	2000	$1 \cdot 10^{-4}$	500×500	1
	СЭВ—8.8/22М02	990	2200	$1 \cdot 10^{-3}$	800×800	1

Продолжение табл. 5

Тип печи	Модель печи	Основные технические данные				
		Устанавливаемая мощность, кВт	Номинальная температура, °С	Рабочий вакуум, мм рт. ст.	Размеры рабочего пространства, мм	Число тепловых зон
Шахтная с экранной теплоизоляцией	СШВ—8.8/9Э М1	154	900	$1 \cdot 10^{-4}$	800×800	1
	СШВ—11.38.5/9Э М1	565	900	$1 \cdot 10^{-4}$	1100×3850	5
	СШВ—15.15/9Э Н3	468	900	$1 \cdot 10^{-3}$	1500×1500	5
	СШВ—2.20/20М02	570	2000	$1 \cdot 10^{-5}$	200×2000	4
	СШВ—8.12/13Э М1	300	1300	$1 \cdot 10^{-5}$	800×1200	3
Элеваторная с экранной теплоизоляцией	СЭВ—2.4/20М02	250	2000	$1 \cdot 10^{-5}$	200×400	1
	СЭВ—11.8/13М04	540	1300	$1 \cdot 10^{-3}$	1100×800	4
	1СЭВ—2,5.5/20Э	200	2000	$1 \cdot 10^{-5}$	250×500	1
	СЭВ—5.5/16М2	185	1600	$5 \cdot 10^{-5}$	500×500	1
	1СЭВ—12.12/16	950	1600	$1 \cdot 10^{-5}$	1200×1200	3
Камерная с экранной теплоизоляцией	СНВ—5.15.5/11,5М02	170	1150	$2 \cdot 10^{-5}$	500×1500×500	4
	1СНВ—10.42.3/16Э	1750	1600	$5 \cdot 10^{-5}$	1000×4200×300	4
Толкательная	СТВ—3,8.15,2/20×30,40М2 ***	550	2000	10^{-3}	900×240×200	1
	СТВ—3,8.38/16×30,4М3 ***	620	1600	$5 \cdot 10^{-2}$	500×150×200	4
С шагающим подом	СЮВ—3,8.22,8/14,5×38М1 ***	265	1450	10^{-3}	300×300×170	3
	1СЮВ—1,6.27/13Ф	215	1300	$1 \cdot 10^{-4}$	160×2700	3
Туннельная	СЛВ—16.128.16/14,5×64М02 ***	1380	1450	10^{-3}	6000×1200×400	2
	СЛВ—16.128.16/14,5×64М5 ***	1760	1450	10^{-2}	6000×1200×300	2

* С наличием муфеля и контрвакуумом снаружи муфеля. Вывод муфеля позволяет расширить объем рабочего пространства, но снижает рабочий вакуум до $1 \cdot 10^{-1}$.

** С графитовыми нагревателями.

*** Вместо размера рабочего пространства указан размер поддона или тележки, мм.

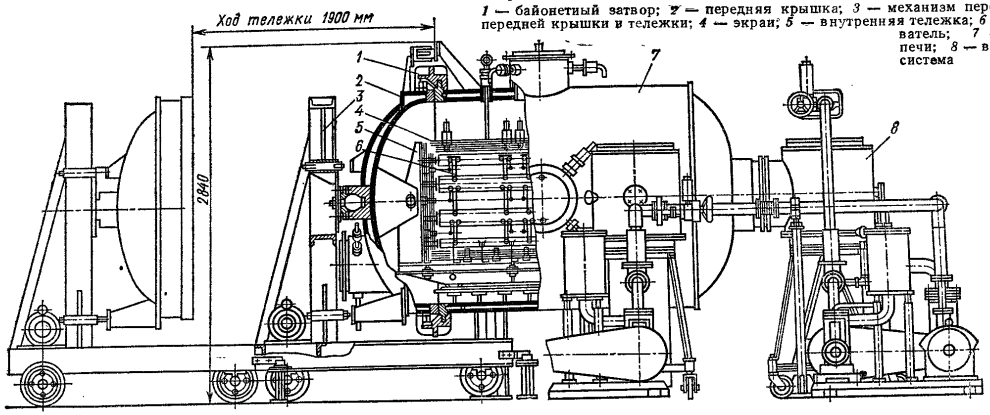


Рис. 19. Камерная вакуумная электропечь (ВНИИЭТО) СНВ 5.15.5/11,5М02 с экранной теплоизоляцией:

1 — байонетный затвор; *2* — передняя крышка; *3* — механизм перемещения передней крышки в тележки; *4* — экран; *5* — внутренняя тележка; *6* — нагреватель; *7* — кожух печи; *8* — вакуумная система

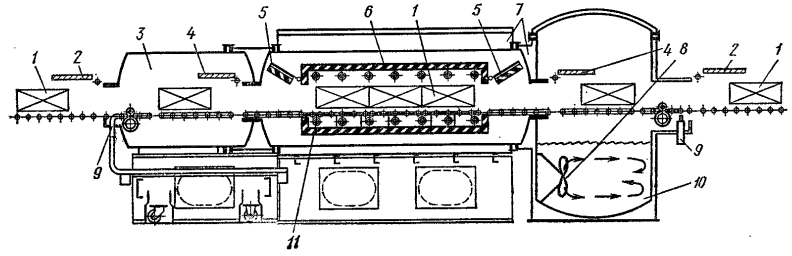


Рис. 20. Проходная вакуумная печь:

1 — садка деталей; *2, 4* — заслонка с вакуумным затвором; *3* — загрузочная камера; *5* — заслонка камеры нагрева (отражатель теплоты); *6* — теплоизоляция камеры нагрева; *7* — водяная рубашка; *8* — подъемник; *9* — цепной толкатель; *10* — закалочный бак с механизмом для перемешивания масла; *11* — нагревательный элемент (графитовая ткань)

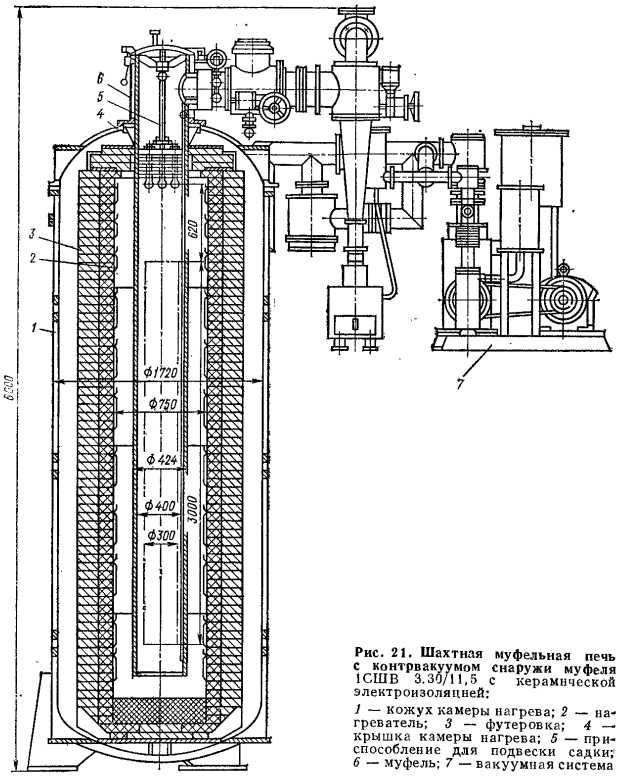


Рис. 21. Шахтная муфельная печь с контрвакуумом снаружи муфеля 1СШВ 3.30/11,5 с керамической электроизоляцией:

1 — кожух камеры нагрева; *2* — нагреватель; *3* — футеровка; *4* — крышка камеры нагрева; *5* — приспособление для подвески садки; *6* — муфель; *7* — вакуумная система

В печи с наружным обогревом обрабатываемые детали находятся в вакуумной реторте, обогреваемой снаружи. Нагреватель располагается на воздухе под атмосферным давлением. Такие печи применяют для процессов с предельной температурой 1100° С.

Чтобы снизить давление на рабочую реторту, в последних конструкциях пространство между кожухом печи и ретортой вакуумируют. Благодаря такому конструктивному решению начато строительство крупных печей с наружным обогревом (рис. 21). Для повышения экономичности работы печей с наружным нагревом их обычно изготовляют двухкамерными, из которых одна всегда находится под нагревом, а вторая является камерой загрузки и охлаждения. Таким образом, печь все время работоспособна и не требует охлаждения рабочей камеры перед повторной загрузкой (рис. 22).

Вакуумные реторты изготовляют из хромоникелевых сталей с содержанием хрома 20—25% и никеля 12—20%. Для изготовления нагревателей при наружном нагреве применяют хромоникелевые сплавы высокого омического сопротивления.

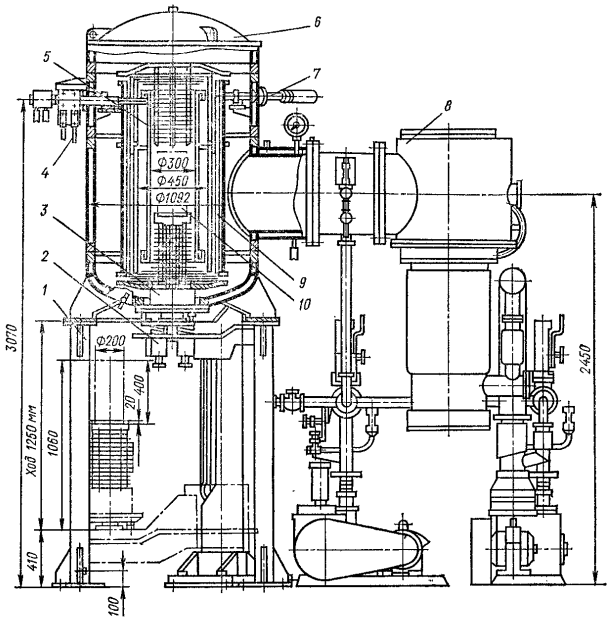


Рис. 22. Элеваторная вакуумная электропечь СЭВ 2.4/20М02 с экранной теплоизоляцией:

1 — опорная колонна; *2* — механизм подъема и поворота; *3* — подставка; *4* — водоохлаждаемый кабель; *5* — нагреватель; *6* — крышка; *7* — токоподвод; *8* — вакуумная система; *9* — экранная теплоизоляция; *10* — нагреваемое изделие

В вакуумной печи с внутренним нагревом обрабатываемые детали и нагреватели находятся в вакуумной камере, состоящей из двойной охлаждаемой водой емкости. В этой печи изоляция рабочей камеры осуществляется при помощи керамики, графита или металлического теплового экрана.

Следует учесть, что при загрузке садки в печь с керамической изоляцией происходит интенсивное насыщение кладки влагой и значительно возрастает время на достижение рабочего вакуума. Для получения более глубокого разрежения и ускорения откачки необходимо керамическую теплоизоляцию выполнять таким образом, чтобы температура ее наружной стенки была не ниже 200—300° С.

В качестве теплоизоляции применяют графитовый фетр и графитовый войлок, обладающие малым коэффициентом теплопроводности. Они не становятся хрупкими в процессе работы, так как их механическая прочность практически не изменяется при температуре выше 2000° С, обладают очень незначительной аккумулированной теплотой, не содержат выделяющих газ компонентов и не дают усадки.

В печах с экранной теплоизоляцией, как правило, для изготовления экранов и нагревателей применяют молибденовую при нагреве до 1700° С или вольфрамовую при нагреве до 2700° С фольгу и пруток. Экран, изготовляемый из рифленого молибдена и коррозионно-стойкой стали, окружающий рабочий объем печи,

сводит тепловые потери до минимума. Экран заключен в кожух из коррозионностойкой стали.

В вакуумной печи с нагревателями внутри камеры нагрева температура может достигать 2000—2800° С. Большинство печей с внутренним нагревом оснащено нагревателями сопротивления или индукционного нагрева. Нагреватели сопротивления в зависимости от номинальной температуры печи изготовляются из хромоникелевых сплавов, молибдена, тантала, вольфрама, графита.

В целях исключения электрического пробоя, наиболее легко наступающего при повышенных температурах в вакууме, все печи работают на пониженном напряжении. Регулировка рабочего напряжения осуществляется установкой автотрансформатора, либо магнитного усилителя, либо тиристорного регулятора. При необходимости плавно регулировать большие мощности применяют индукционные регуляторы [1].

Разработанные конструкции вакуумных электропечей обеспечивают рабочее давление порядка 10^{-1}—10^{-5} мм рт. ст. В печах с экранной теплоизоляцией из молибденовой или вольфрамовой фольги не разрешается во время работы печи снижать вакуум в рабочем пространстве ниже $5 \cdot 10^{-4}$ мм. рт. ст. При теплоизоляции из керамики рабочий вакуум не превышает 10^{-3} мм рт. ст.

Шахтные, ретортные и карусельные печи

Для термической и химико-термической обработки крупногабаритных и длинномерных деталей применяют шахтные печи. Основные техническне данные шахтных электропечей, разработанные ВНИИЭТО, приведены в табл. 6.

В качестве примера рассмотрим шахтную цементационную электропечь ОКБ-827.А (рис. 23), которая состонт из следующих узлов: кожуха, крышкн,

Таблица 6. Шахтные вертикальные электропечи

Модель печи	Диаметр рабочего пространства, мм	Высота рабочего пространства, мм	Предельная температура, °С до	Модель печи	Диаметр рабочего пространства, мм	Высота рабочего пространства, мм	Предельная температура, °С до
СШО—2.4/3	200	400	350	СШО—15.30/7	1500	3000	700
СШО—2.4/7	200	400	700	СШЗ—15.30/10	1500	3000	1000
СШЗ—2.4/10	200	400	1000	СШЗ—15.30/12	1500	3000	1250
СШЗ—2.4/12	200	400	1250	СШО—25.25/3	2500	2500	350
СШО—4.8/3	400	800	350	СШО—25.25/7	2500	2500	700
СШО—4.4/3	400	400	350	СШЗ—25.25/10	2500	2500	1000
СШО—4.8/7	400	800	700	СШЗ—25.25/12	2500	2500	1250
СШО—4.4/7	400	400	700	СШО—40.40/3	4000	4000	350
СШЗ—4.8/10	400	800	1000	СШО—40.40/7	4000	4000	700
СШЗ—4.4/10	400	400	1000	СШЗ—40.40/10	4000	4000	1000
СШЗ—4.8/12	400	800	1250	СШЗ—40.40/12	4000	4000	1250
СШЗ—4.4/12	400	400	1250	СШО—60.60/3	6000	6000	350
СШО—6.12/3	600	1200	350	СШО—60.60/7	6000	6000	700
СШО—6.6/3	600	600	350	СШЗ—60.60/10	6000	6000	1000
СШО—6.12/7	600	1200	700	СШЗ—60.60/12	6000	6000	1250
СШО—6.6/7	600	600	700	СШЦ—3.4/10	300	450	1050
СШЗ—6.12/10	600	1200	1000	СШЦ—3.6/10	300	600	1050
СШЗ—6.6/10	600	600	1000	СШЦ—4.6/10	450	600	1050
СШЗ—6.12/12	600	1200	1250	СШЦ—4.9/10	450	900	1050
СШЗ—6.6/12	600	600	1250	СШЦ—6.12/10	600	1200	1050
СШО—10.20/3	1000	2000	350	США—2.3/6	200	300	650
СШО—10.12/7	1000	2000	700	США—3,2.4.8/6	320	480	650
СШЗ—10.20/10	1000	2000	1000	США—5.7,5/6	500	750	650
СШЗ—10.20/12	1000	2000	1250	США—8.12/6	800	1200	650
СШО—10.10/3	1000	1000	350	США—12,5.20/6	1250	2000	650
СШО—10.10/7	1000	1000	700	США—15,22,5/6	1500	2250	650
СШЗ—10.10/10	1000	1000	1000	США—20.30/6	2000	3000	650
СШЗ—10.10/12	1000	1000	1250	США—25.37,5/6	2500	3750	650
СШО—15.30/3	1500	3000	350				

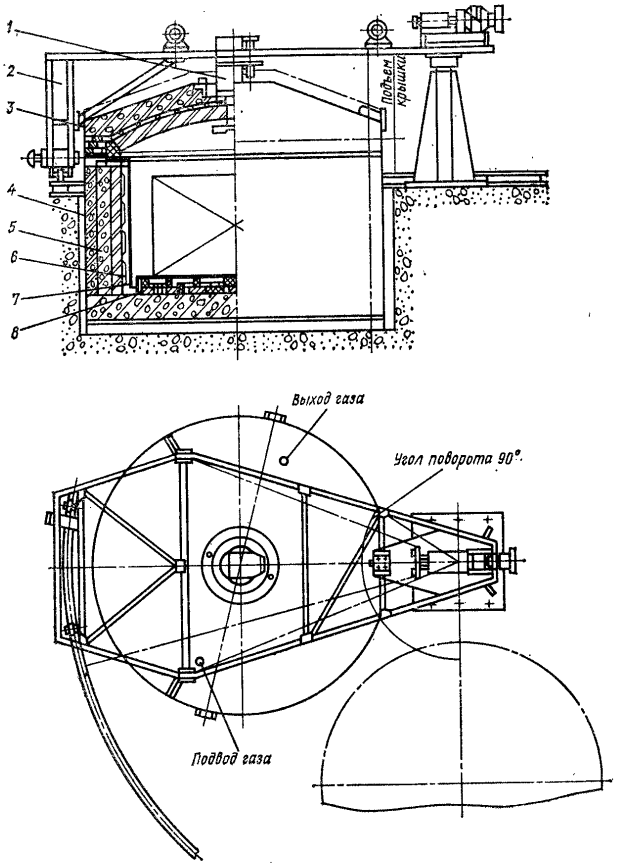


Рис. 23. Шахтиая электропечь

Таблица 7. Основные технические данные шахтных электропечей

Показатели	Назначение					
	Газовая цементация, высокий отпуск		Закалка		Низкотемпературный отпуск	
	Модель электропечи					
	ОКБ—827.А	7СШЦ—25.13/10	ОКБ—823А	СШО—25.13/10	ОКБ—826А	СШО—25.13/3
Мощность, кВт	230	340	200	340	60	100
Напряжение, В	380	380	380	380	380	380
Число фаз	3	3	3	3	3	3
Число тепловых зон	2	2	2	2	2	2
Рабочая температура, °С	950	950	850	850	250	300
Мощность холостого хода, кВт	31,3	45	69,8	45	12	17,4
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/кг	2,46	1,05	0,23	0,324	0,115	0,08
Максимальная производительность, кг/ч	75	65	660	660	428	1100
Размеры рабочего пространства, мм:						
диаметр	2400	3000	2000	3000	2000	3000
высота	1700	1650	950	1300	1600	1500
Единовременная загрузка, кг	4000	7000	2000	4000	3000	7000
Масса печи, т	26,4	29,1	20,2	26,5	11,5	16,9

футеровки, механизма подъема и отката крышки, нагревательных элементов, муфеля и системы газоподвода. Кожух *4* и крышка *3* печи выполнеиы сварными в герметичном исполнеиии из листового и профильного проката. В верхней части кожуха имеется песочный затвор, позволяющий производить уплотнение камеры печи с крышкой и с муфелем *6*. Крышка теплоизолирована. На ней установлен вентилятор *1*, обеспечивающий перемешивание цементующей атмосферы. Для открывания печи перед загрузкой или выгрузкой садки применяется механиизм подъема и отката крышки *2*. Этот механизм представляет собой портальную сварную конструкцию, одной стороной установленную на неподвижной трубе, а другой передвигающуюся на двух опорных катках, катящихся по подкраиовому рельсу. Подъем крышки осуществляется тремя цепными подвесками, которые через траверсу соединяются с ходовым винтом механизма подъема. После подъема крышки производится откат (поворот) ее на угол 90° специальным электромеханическим приводом.

Печь оборудована автоматической блокировкой. В рабочем положении (крышка лежит на кожухе) заблокировано включение механизма поворота крышки. При подъеме крышки на 200 мм происходит автоматическое выключение нагревательных элементов печи и снимается блокировка привода отката.

Муфель печи сварной из листового проката стали 20Х23Н18 толщиной 5—6 мм. Муфель состоит из цилиндрической реторты и подовой плиты *7*. Реторта верхним и нижним краями входит в песочные затворы, предохраняющие проникновение цементующей среды к нагревателям и в футеровку *5*. Нагревательные элементы размещены на боковой стенке *6* и поде *8*. По мощности они разбиты иа две зоны с самостоятельным подводом питаиия от сети. Для измерения и контроля температуры в каждой зоне печи устаиовлеиы термопары. Кроме того, в крышке печи имеется специальное отверстие для контрольной термопары.

В качестве цементующего газа может быть применен эндогаз с добавкой природного газа. Подача газа в печь производится сверху через крышку из коллектора-смесителя, к которому подведены трубопроводы с эндогазом и природным газом. Для контроля расхода эндогаза и природного газа предусмотрены ротаметры РС-7 и РС-5, установленные на газораспределительном щите. Цементационные электропечи 7СШЦ—25.13/10 отличаются от печи ОКБ—827.А в основном геометрическими размерами. Отпускные печи не имеют муфеля и имеют некоторые изменения в футеровке (табл. 7).

Слабое звено цементационной печи — реторты. Основной причиной выхода их из строя является образование трещин в зоне «воротника» реторты, который при загрузке и выгрузке печи наиболее подвержен резким температурным перепадам. Кроме этого, при длительной эксплуатации ретерта вследствие пластической деформации при высокой температуре от собственной массы удлиняется и выпучивается в средней части.

Печи, футерованные легковесным шамотом БЛ-1,3, имеют стойкость 8—10 месяцев работы. Печи, футерованные легковесным карборундом с тальком КРЛ-1,0 и легковесом из дистенсилиманитового концентрата ВГЛДС-0,8 работают около 2,5 лет без переделки. Испытания на диэлектрическую прочность огнеупоров из этих материалов после пребывания в цементующей атмосфере в течение 1000—1200 ч показали, что кирпич БЛ-1,3 потерял 50—60% своих свойств, тогда как кирпич КРЛ-1,0 и ВГЛДС-0,8 только 5—10%.

Ретортные печи применяются для цементации и нагрева под закалку в защитной атмосфере массовых мелких деталей (рис. 24). Плавный наклон печи обеспечивает разгрузку деталей в закалочный бак, а вращение муфеля — быстрый нагрев и постоянную (заданную) температуру деталей.

Однако ретортные печи ие могут быть рекомендованы для обработки деталей с мелкой резьбой, острыми рабочими кромками, а также для цементуемых деталей с жесткими пределами по глубине слоя.

Карусельные печи (рис. 25) применяют для иидивидуальной закалки. Печи изготовляют как с электрическим, так и газовым нагревом.

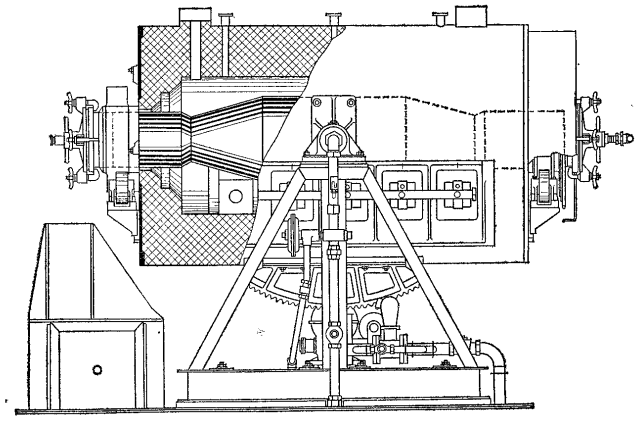


Рис. 24. Ретортная печь

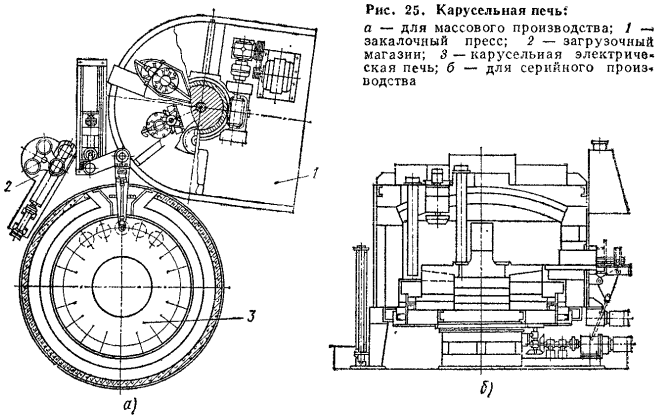


Рис. 25. Карусельная печь:
а — для массового производства; *1* — закалочный пресс; *2* — загрузочный магазин; *3* — карусельная электрическая печь; *б* — для серийного производства

3. АГРЕГАТНОЕ ТЕРМИЧЕСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

В цехах массового и крупносерийного производства широко применяют агрегаты непрерывного действия. Процессы термической и химико-термической обработки включают две и более операций: закалку и отпуск, цементацию с непосредственной закалкой и отпуск, что и обусловливает агрегатирование оборудования.

Агрегатное оборудование комплектуется из печей и установок непрерывного действия. К преимуществу непрерывного действия следует отнести широкий диапазон воспроизводства и лучшую стабильность технологических процессов и соответственно стабильность свойств обрабатываемых деталей, повышение производительности, более высокую степень механизации и автоматизации управления технологическим процессом, позволяющую повысить КПД оборудования.

Агрегаты циклического действия — толкательные, с пульсирующим подом

Загрузка на приспособления со строгой ориентацией деталей и загрузка в корзины предопределили наличие циклической загрузки. В толкательных печах основным перемещающимся элементом является поддон. Жесткость конструкции поддона, цикличность, позволяющая обеспечить работу различных механизмов, способствовали широкому распространению толкательных печей и агрегатов. Основной их недостаток — это дополнительные затраты на нагрев поддонов и приспособлений.

Опыт эксплуатации толкательных агрегатов свидетельствует о том, что схема последовательного расположения звеньев агрегата, размещенных по замкнутому контуру, удобнее, чем схема размещения узлов агрегата в линию. В последней схеме возникает необходимость в организации дополнительного рабочего места и возврата разгруженных поддонов и приспособлений.

Каркасы толкательных печей изготовляют из толстолистовой стали и укрепляют балками или швеллерами. В отечественной практике принято собирать каркас печи из секций. Изменением числа секций регулируется длина печи, а следовательно, ее активный объем и производительность (табл. 8).

Таблица 8. Основные технические данные толкательных электропечей

Модель печи	Размеры рабочего пространства, мм			Предельная температура, °С	Атмосфера в рабочем пространстве	Установленная мощность, кВт
	Ширина	Длина	Высота			
СТО—6.35.4/3	600	3 500	400	350	Окислительная	35—45
СТО—6.48.5/3	600	4 800	400	350	То же	45—55
СТО—12.48.4/3	1200	4 800	400	350	»	90—110
СТО—12.105.4/3	1200	10 500	400	350	»	150—170
СТО—8.48.6/5	800	4 800	600	550	»	80—110
СТО—16.70.6/5	1600	7 000	600	550	»	200—240
СТЗ—6.35.4/7	600	3 500	400	750	Защитная	70—90
СТЗ—6.48.4/7	600	4 800	400	750	»	100—130
СТЗ—12.48.4/7	1200	4 800	400	750	»	190—200
СТЗ—12.105.4/7	1200	10 500	400	750	»	290—320
СТО—6.48.4/7	600	4 800	400	750	Окислительная	100—130
СТО—12.48.4/7	1200	4 800	400	750	То же	190—200
СТЗ—6.24.4/10	600	2 400	400	1000	Защитная	90—120
СТЗ—6.35.4/10	600	3 500	400	1000	»	140—170
СТЗ—12.35.4/10	1200	3 500	400	1000	»	250—290
СТЗ—12.70.4/10	1200	7 000	400	1000	»	500—560
СТЗ—8.70.4/10	800	7 000	400	1000	»	210—240
СТЗ—16.105.4/10	1600	10 500	400	1000	»	520—580
СТЗ—6.35.4/10	600	3 500	400	1000	Окислительная	140—170
СТЗ—12.48.4/10	1200	4 800	400	1000	То же	340—380
СТЦ—6.70.4/11	600	7 000	400	1100	Цементационная	200—240
СТЦ—6.95.4/11	600	9 500	400	1100	То же	250—300
СТЦ—12.70.4/11	1200	7 000	400	1100	»	350—400
СТЦ—12.105.4/11	1200	10 500	400	1100	»	500—550

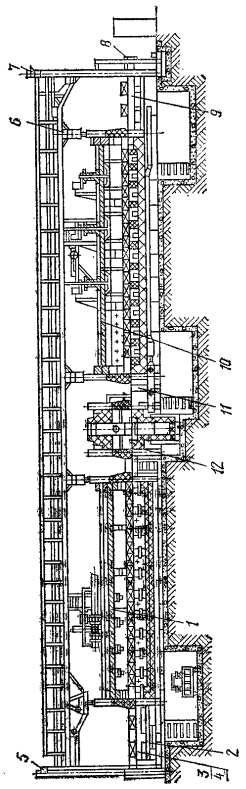
Разработка процесса изотермического отжига поковок потребовала создания специализированных агрегатов (рис. 26). Основным отличием этих агрегатов является камера охлаждения деталей газовоздушной смесью.

Детали, загруженные в корзины *3*, устанавливаются на поддон *4* и механизмом загрузки *2* подаются в печь нагрева *1*. После выхода на температуру и выдержки для ее выравнивания поддон с деталями забирается из печи механизмом переталкивания *11* и подается в камеру охлаждения *12*. В соответствии с циклограммой детали передаются в печь изотермической выдержки *10*, а далее забираются из печи механизмом выгрузки *9* и передаются на разгрузку — опрокидыватель поддонов *8*. Пустые поддоны и корзины механизмом подъема *7* передаются на конвейер возврата оснастки *6*, а механизм опускания *5* подает их на повторную загрузку. Разработаны конструкции как с газовым, так и с электрическим нагревом.

В целях экономии площадей и сокращения числа рабочих мест созданы агрегаты замкнутой формы, т. е. печь изотермической выдержки расположена параллельно печи нагрева.

Технологические требования процессов цементации и нитроцементации потребовали разработки ряда специфических узлов и специальной аппаратуры для их реализации, разделения рабочего пространства печи на отдельные технологические зоны. Известны четыре способа разделения зон: посредством перегородок, буферных зон, дверок и посредством организации интенсивной поперечной циркуляции печной атмосферы отдельно в каждой зоне. Это вызвано тем, что газообмен в загрузке является решающим фактором, обеспечивающим равномерное науглероживание деталей. Различают две схемы циркуляции газовой среды в печи: с радиально-осевым и с вихревым движением газового потока. Метод разделения технологических зон печи установкой перегородок недостаточно эффективен.

Рис. 26. Агрегат для изотермического отжига поковок с газовым обогревом



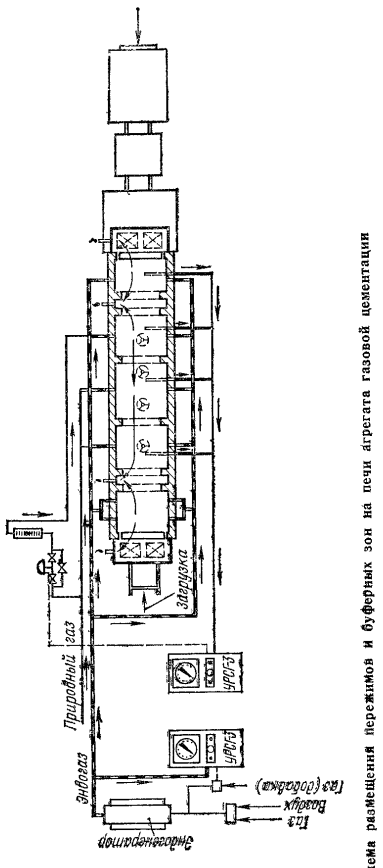


Рис. 27. Схема размещения пережимов и буферных зон на печи агрегата газовой цементации

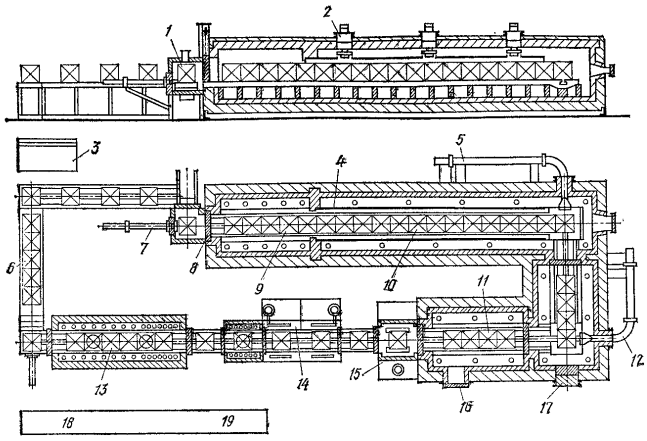


Рис. 28. Однорядный агрегат газовой цементации и нитроцементации:
1 — загрузочный тамбур; *2* — вентилятор; *3* — пульт управления; *4* — муфель SiC; *5* и *12* — цепной толкатель; *6* — зона загрузки и выгрузки; *7* — гидравлический толкатель; *8* — заслонка печи; *9* — зона нагрева; *10* — зона цементации; *11* — печь нагрева под закалку; *13* — печь отпуска; *14* — моечно-сушильная установка; *15* — закалочный бак; *16* — выдача деталей для закалки в прессе; *17* — ремонтная заслонка; *18* — силовой щит; *19* — приборы контроля углеродиого потенциала печи цементации

Широкое применение получил способ разделения технологических зон посредством буферных зон, представляющий собой сдвоенную кирпичную перегородку с установкой в образовавшейся полости свечей. Изменяя расход газа через свечи, можно поддерживать заданное давление газа в печном пространстве, его углеродный потенциал и смену печной атмосферы. Такая система применена в печи СТЦ—2.105.4/10 (рис. 27).

Однорядная проходная печь фирмы «Айхелин» (ФРГ) может служить примером одновременного использования двух методов разделения зон (рис. 28). В этой печи зоны насыщения и диффузии разделяются путем создания интенсивного поперечного потока атмосферы, а зона подстуживания, загрузочный и разгрузочный тамбуры отделены от остального пространства печи глухими дверцами. Мощные боковые вентиляторы, установленные на печах фирм «Холкрофт» и «Чугай РО» (рис. 29) и других аналогичных печах, также создают разделение зон за счет интенсивной поперечной циркуляции атмосферы.

Равномерность температуры в проходных печах достигается правильным размещением радиационных труб по длине печи. В зоне нагрева, где требуется максимальный расход теплоты, трубы устанавливают по возможности ближе друг к другу, и число их на единицу объема печи значительно больше, чем в остальных зонах печи, где расход теплоты незначителен (рис. 28). Такое размещение радиационных труб является технически и экономически оправданным.

Печь цементации образована каркасом из листовой стали, подкрепленным для жесткости фасонной сталью (рис. 30). Каркас футерован огнеупорными и изоляционными материалами. Под печи представляет собой ряд стенок из огнеупорного материала, обладающего высоким сопротивлением раздавлению; стенки расположены на футеровке дна печи.

Комплект рельс из жаростойкого сплава образует путь скольжения, продвижение в печи поддонов. Рельсы покоятся на траверсах, изготовленных из жаростойкой стали и опирающихся на упомянутые стенки.

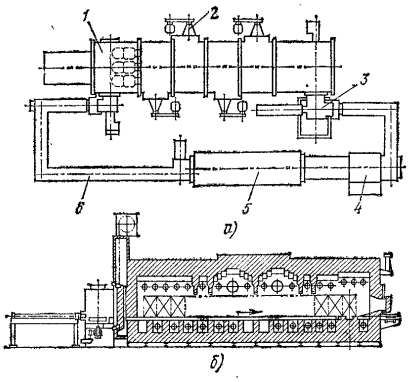


Рис. 29. Агрегат газовой цементации с вентиляторами на боковой стенке:
а — схема агрегата: *1* — печь цементации; *2* — вентилятор; *3* — закалочный бак; *4* — моечная машина; *5* — отпускная печь; *6* — зона загрузки и выгрузки; *б* — продольный разрез печи цементации

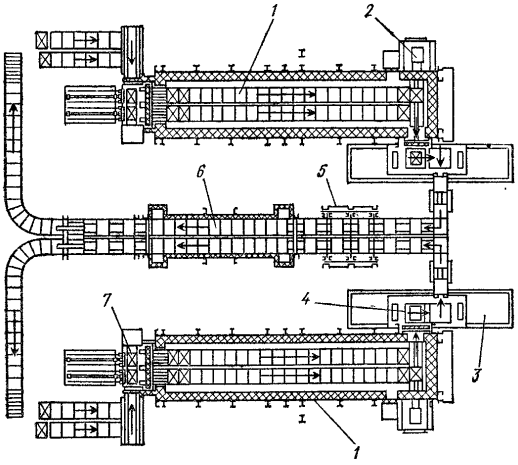


Рис. 30. Агрегат для химико-термической обработки деталей:
1 — цементационная печь; *2* — цепной толкатель; *3* — закалочный бак; *4* — разгрузочный тамбур; *5* — моечная машина; *6* — печь отпуска; *7* — загрузочный тамбур

В своде печи расположены перемешивающие вентиляторы. Корпуса вентиляторов охлаждаются водой, поддерживающей температуру подшипников на достаточно низком уровне. Подшипники помещены в пазах, позволяющих производить их периодическую смазку.

С загрузочной стороны печи имеется отверстие, перекрываемое заслонкой, через которое вводятся поддоны, груженные деталями. Со стороны выгрузки, через отверстие, поддоны извлекаются из печи при помощи выгрузочного механизма.

Загрузочный тамбур образован листовым металлическим каркасом сварной конструкции, укреплен фасонной сталью, повышающей жесткость всей конструкции. Он совершенно герметичен, и присоединен к печи при помощи уплотнительных приспособлений, исключающих возможность всякого проникновения через них наружного воздуха. Поддоны с деталями и приспособлениями устанавливаются на загрузочную тележку, которая вводится в тамбур.

Благодаря особому шарнирному креплению заслонка плотно прилегает к краям отверстия в тамбуре. Загрузочный тамбур отделен от собственно печи заслонкой. Все устройство управления заслонкой заключено в герметичный кожух, чтобы избежать подсоса воздуха. Приняты также меры, чтобы не допустить значительной деформации под влиянием нагрева заслонки и ведущей ее рамы; специальное устройство обеспечивает, кроме того, плотное прилегание заслонки к ведущей раме, когда заслонка находится в опущенном положении.

При закрытии заслонки тамбура и до открытия заслонки печи в тамбур автоматически подается газ, назначение которого вытеснить из тамбура проникший в него во время загрузки воздух. Таким образом, в момент открывания заслонки печи атмосфера печи и тамбура одна и та же. Устройство такого продувания тамбура совершенно необходимо во избежание нарушения однородности химического состава цементирующего газа в печи. Проталкивание через печь поддонов, скользящих по рельсам из жаростойкой стали, осуществляется толкателем.

В верхней части тамбура имеются предохранительные клапаны, состоящие из толстого металлического диска, покоящегося на приваренном к листовой оболочке тамбура обработанном фланце. Диски скользят по ведущим болтам и удерживаются на месте пружинами. Эти приборы имеют целью обезопасить всякий случайный взрыв, могущий произойти в тамбуре вследствие какой-либо неисправности или неправильного действия обслуживающего печь персонала.

В печах, нагреваемых электричеством, предусматривают постоянно зажженные газовые горелки, расположенные у загрузочного окна, а также воздухопроводы для сжигания углерода, откладывающегося внутри печи. Необходимый для этого сжигания воздух подается агрегатом системы двигатель — вентилятор; последний соединяется с воздухопроводом патрубком, который выполняется съемным, чтобы исключить ввод в печь воздуха в момент, когда в ней идет обработка.

Закалочный бак представляет собой кессон из листового материала плотной конструкции, тщательно подкрепленный фасонным прокатом. Поддоны, толкаемые выгрузочным механизмом, устанавливаются поодиночке на подъемник, когда последний находится в верхнем положении. Переходя затем в нижнее положение, подъемник погружает поддерживаемый им поддон в содержащееся в закалочном баке масло. Груженый поддон оказывается тогда внутри своего рода кессона, к которому присоединены в нижней его части две трубы, имеющие форму колена. По истечении нужного для закалки времени, отсчитываемого часовым механизмом, подъемник возвращается в верхнее положение, и загрузка оказывается перед выходной заслонкой тамбура.

В промежутках времени между двумя последовательными извлечениями из тамбура поддон находится под давлением защитного газа, чтобы не нарушать атмосферу печи во время открывания заслонки, отделяющей печь от тамбура.

Температура масла в закалочном баке поддерживается постоянной, несмотря на приток теплоты от закаливаемых изделий, благодаря устройству, позволяющему это масло подогревать или охлаждать. Подогревание масла осуществляется при помощи погруженных в него сопротивлений, действие которых регулируется термостатом. Охлаждение обеспечивается погруженными в масло трубами, через которые вентилятором засасывается воздух, отбирающий излишнюю теплоту.

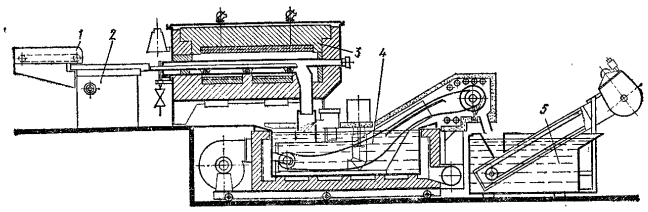


Рис. 31. Агрегат для изотермической закалки деталей

В состав агрегата входит отпускная печь. Она состонт из каркаса с двойными стенками, сваренного из листовой стали и подкрепленного фасонным прокатом. Свободное пространство между двумя стенками заполнено изолирующими плитами, обеспечивающими печи высокий коэффициент использования теплоты. Конструкция нижней частн печн выполнена так, что она служит опорой для рельс и перемещающей штангн лннин возврата, проходящей через печь. С обонх концов печь закрывается заслонками, причем обе заслонки управляются одним и тем же домкратом прн посредстве шкивов н цепей. Двнжения этих заслонок снихронизированы с движениями заслонок промывочной н прополаскивающей машин. В своде печн помещены перемешивающие вентнляторы.

Нагрев печн осуществляется при помощн защищенных сопротивлений, расположенных между внутренней стенкой печн и муфелем. Сопротивления каждой зоны нагрева присоединены к зажимам планкн, укрепленной на наружной стороне каркаса печн.

Термические агрегаты, в состав которых входит печь нагрева под закалку с пульсирующим подом, применяются для обработки мелких деталей. Закалочные масляные баки илн ванны изотермической закалки, моечные машины и отпускные печн в такнх агрегатах, как правнло, конвейерные.

Агрегат изотермической закалки (рис. 31), разработанный фирмой «Дегуса» (ФРГ), состоит нз загрузочного стола *1*, механизма, обеспечивающего пульсирующее движение пода печи *2*, печи нагрева *3*, печи-ванны с расплавом солей *4* и ваины промывки *5*. Агрегаты производятся как с электрнческим, так и с газовым нагревом (табл. 9).

Печь нагрева под закалку, со съемным сводом, имеет нагреватели, расположенные на своде и поду печи. Нагреватели в поду печн разделены на две зоны, что позволяет осуществлять независимую регулировку температуры. Печи рассчитаны на нагрев садки массой 50, 100 и 200 кг/ч. Однако в зависимостн от обрабатываемых деталей максимальиая производительность агрегата может быть обеспечена в объеме 30, 80 и 150 кг/ч.

Таблица 9. Агрегаты для изотермической закалки

Агрегат для изотермической закалки	Активный объем, мм			Предельная температура, °С
	Ширина	Высота	Длина	
Печь с пульсирующим подом	300	100	1200	900
	300	100	1600	900
	600	100	1600	900
Печь-ванна с расплавом солей	650	700	2000	400
	650	700	2000	400
	950	700	2500	400
Ваина для промывки горячей водой	600	1000	2250	100
	600	1000	2250	100
	1100	1000	2400	100

Для обеспечения активного объема печи газовой средой регулируемого состава и предохранения огнеупорной иладки и расположенных на ней нагревателей от науглероживания установлен жаропрочный муфель. Зона загрузки (загрузочное окно) перекрывается газовой завесой. Под легко движется на ролнках в муфеле, исключая пульсирующую нагрузку на всю печь. Таким образом, пульсирующий под — единственный элемент печи, воспрнннмающий термические нагрузки от холодных деталей и нагрузку от механизма движения пульснрующего пода печи.

Разгрузка деталей в ванну с расплавленными солями осуществляется через вертикальную шахту жаростойкого муфеля. Опасность преждевременного разрушения муфеля и пульсирующего пода от соляных паров и брызг, которые могли бы попасть в рабочий объем печн через вертикальную шахту муфеля из соляной ванны, устранены системой перекачки солей. Печь с расплавом солей имеет ванну из жаростойкой стали, установленную на огнеупорную кладку. Съемный свод печи-ванны также имеет футеровку. Нагреватели закреплены на футеровке стен печн.

Для поддержания заданной температуры расплава солей помнмо автоматического отключения н включения нагревателей конструкцней предусмотрена циркуляция солей и система воздушного охлаждення соляной ванны. Выдача деталей из печн-ванны осуществляется ковшевой конвейерной лентой, прнчем зона конвейера выгрузки (ведущнй вал) имеет дополнительные нагреватели, обеспечивающие жидкотекучесть солей, а следовательно, и сравнительно малый вынос их с обрабатываемыми деталямн.

Окончательная промывка деталей осуществляется в ванне, нагреваемой погруженными нагревателями.

Агрегаты непрерывного действия — конвейерные, рольганговые, шнековые

Основным отличием печей агрегатов этого типа является наличне конвейера, рольганга или шнека, обеспечивающего непрерывное движенне деталей. Входящие в агрегат печн и механизмы имеют одинаковую производительность.

Конвейерные печи (табл. 10) имеют вместо поддона бесконечное полотно, натянутое между двумя валами, однн из которых (на разгрузке) является ведущим и соединен с двнгателем. Ведомый вал конвейера одновременно служит элементом натяжной станцин, компенсирующей растяжения звеньев цепи конвейера в процессе работы прн рабочих температурах (рис. 32).

В связн с большой нагрузкой на ленту конвейера область применения таких печей ограничена по температуре до 950° С и общей нагрузке до 1000 кгс. В настоящее время на конвейерных печах возможна обработка деталей размером от 5 × 5 × 5 мм н массой до 5 кг.

В ВНИИЭТО создана серня из 69 компоновочных агрегатов, позволяющих проводить 15 технологическнх процессов термнческой обработки, в том числе такие процессы, как нитроцементация, закалка в горячем масле, закалка в расплаве солей.

Конвейерные электропечи для нитроцементации конструктивно аналогичны закалочной печи, однако имеют некоторые особенности:

нагреватели печи нитроцементации выполняются в радиационных трубах;

для создания направленных газовых потоков в печн устанавливаются вентиляторы унифицированной серии или газовые форсункн;

газовводы подачи газа карбюризатора укомплектовываются смесителями, обеспечивающнми подачу эндогаза, природного газа и аммиака в строго заданных объемах.

В печах, работающих с защитными и регулируемыми атмосферами, в разгрузочных лотках предусматриваются жидкостные завесы, что исключает попадание брызг н конденсата закалочной жидкости в рабочее пространство (рнс. 33). Все современные закалочные баки снабжены перемешивающим устройством для обеспечения циркуляции закалнвающей среды в зоне падения деталей. Транспортнровка деталей в закалочном баке осуществляется сетчатым конвейером.

Таблица 10. Конвейерные электропечные агрегаты для термической обработки

Обозначение агрегата	Производительность, кг/ч	Закалочные электропечи: Модель печи	Температура, °С	Число зон нагрева	Мощность печи, кВт	Расход защитного газа, м³/ч	Отпускные печи: Обозначение печи	Температура, °С	Число зон нагрева	Мощность печи, кВт	Расход защитного газа, м³/ч
СКЗА—1/3	50—80	СКЗ—2.20.1/9	900	2	30—40	5	СКО—3.35.4/3	350	2	15	—
СКЗА—1/7	50—80	СКЗ—2.20.1/9	900	2	30—40	5	СКЗ—2.20.1/7	700	2	20—30	5
СКЗА—2/3	100—160	СКЗ—4.20.1/9	900	2	55—70	10	СКО—6.35.4/3	350	2	35	—
СКЗА—2/7	100—160	СКЗ—4.20.1/9	900	2	55—70	10	СКЗ—4.20.1/7	700	2	40—55	10
СКЗА—3/3	150—240	СКЗ—4.30.1/9	900	3	80—100	15	СКО—8.35.4/3	350	2	45	—
СКЗА—3/7	150—240	СКЗ—4.30.1/9	900	3	80—100	15	СКЗ—4.30.1/7	700	3	60—80	15
СКЗА—4/3	225—360	СКЗ—6.30.1/9	900	3	120—150	20	СКО—8.55.4/3	350	2	55	—
СКЗА—5/3	300—480	СКЗ—8.38.1/9	900	3	150—200	30	СКО—12.55.4/3	350	3	75	—
СКЗА—4/7	225—360	СКЗ—6.30.1/9	900	3	120—150	20	СКЗ—6.30.1/7	700	3	100—120	15
СКЗА—5/7	300—480	СКЗ—8.30.1/9	900	3	150—200	30	СКЗ—8.30.1/7	700	3	140—160	25
СКЗА—6/3	400—640	СКЗ—8.40.1/9	900	3	210—270	40	СКО—12.75.4/3	350	4	110	—
СКЗА—6/7	400—640	СКЗ—8.40.1/9	900	3	210—270	40	СКЗ—8.40.1/7	700	3	170—220	30
СКЗА—7/3	500—800	СКЗ—10.40.1/9	900	3	250—320	50	СКО—14.75.1/3	350	4	130	—
СКЗА—7/7	500—800	СКЗ—10.40.1/9	900	3	250—320	50	СКЗ—10.40.1/7	700	3	200—250	40
СКЗА—8/3	700—1100	СКЗ—8.70.1/9	900	5	350—420	60	СКО—16.95.4/3	350	5	150	—
СКЗА—8/7	700—1100	СКЗ—8.70.1/9	900	5	350—420	60	СКЗ—8.70.1/7	700	5	250—320	40
СКЗА—9/3	1000—1700	СКЗ—12.70.1/9	900	5	500—620	60	СКО—20.115.4/3	350	7	250	—
СКЗА—9/7	1000—1700	СКЗ—12.70.1/9	900	5	500—620	60	СКЗ—12.70.1/7	700	5	400—500	50
СКЗА—10/3	1500—2400	СКЗ—12.100.1/9	900	7	650—850	70	СКО—20.115.4/3	350	9	350	—
СКЗА—10/7	1500—2400	СКЗ—12.100.1/9	900	7	650—850	70	СКЗ—12.100.1/7	700	7	500—700	60

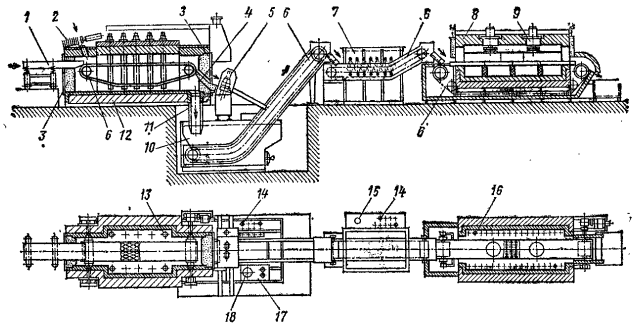


Рис. 32. Конвейерный агрегат для улучшения мелких деталей:
1 — пульсирующий загрузочный стол; *2* — загрузочный механизм; *3* — заслонка; *4* — направляющий лоток; *5* — закалочный пресс; *6* — конвейер; *7* — моечная машина; *8* — отпускная печь; *9* — вентилятор; *10* — закалочный бак; *11* — закалочная шахта; *12* — закалочная печь; *13* — газовая радиационная труба (нагреватель); *14* — нагреватель; *15* — насос для подачи моечной среды; *16* — электронагреватель; *17* — механизм подачи жидкостной завесы масла; *18* — перемешивающая крыльчатка с двигателем

Трасса конвейера закалочных баков обеспечивает непосредственную перегрузку деталей на конвейер моечной машины [3].

Рольганговые печи отличаются тем, что под состоит из роликов с минимально возможным зазором. Оси роликов через сальники выведены из печи и приводятся во вращение наружным приводом.

Рольганговые печи, входящие в состав непрерывно действующих агрегатов, предназначены для термической обработки деталей, имеющих хотя бы одну плоскость размером 100 × 100 или диаметром 100 мм. К таким деталям относятся шестерни, кольца подшипников. В целях обеспечения качественной термической обработки и уменьшения деформаций обрабатываемых деталей транспортировка деталей в закалочных печах производится по высоте в один ряд.

В целях ускоренной транспортировки деталей при выгрузке в закалочное устройство последняя секция рольганга, как правило, имеет самостоятельный при-

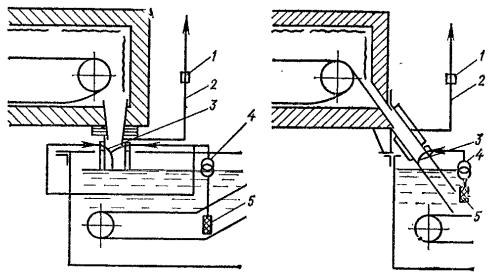


Рис. 33. Шахта разгрузки деталей:
а — вертикальная; *б* — наклонная; *1* — запальник; *2* — труба свечи; *3* — жидкостная завеса; *4* — насос; *5* — фильтр

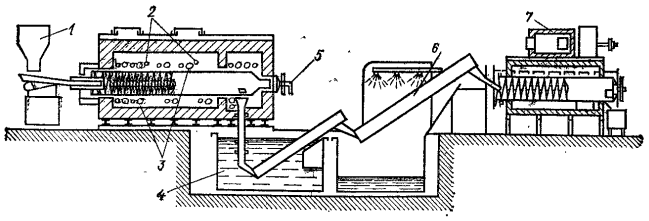


Рис. 34. Шнековый (барабанный) агрегат:
1 — загрузчик; *2* и *5* — газоводы; *3* — радиационные трубы; *4* — закалочная масляная ванна; *6* — моечная машина; *7* — отпускная печь

вод, обеспечивающий отрыв деталей от общего потока. Детали, двигаясь по рольгангу, проходят в зону действия сигнализатора, который и дает сигнал на включение быстроходного рольганга печи. Современные рольганговые печи предусматривают применение защитных атмосфер. Газ в печь вводится через вводы во вторую и третью зоны. Перед окном загрузки располагается пламенная завеса, препятствующая попаданию воздуха в печь [4].

Шнековые (барабанные) печи представляют собой камеру с нагревателями, через которую проходит барабан, установленный на роликах и приводимый во вращение вокруг своей оси при помощи электропривода. Внутри барабана расположена спираль (шнек) благодаря которой загружаемые детали при вращении непрерывно двигаются к разгрузочному концу (рис. 34).

Основным преимуществом шнековых печей является равномерность нагрева. Однако область их применения ограничена из-за возможности обработки только мелких деталей: шаров, гаек, шайб, т. е не имеющих поверхностных рабочих плоскостей. Кроме того, наличие муфеля-барабана и шнека, выполняемого методом литья из хромоникелевых сталей, ограничивает номинальную температуру в пределах 950° С [4].

4. УСТАНОВКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ РАБОТУ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ТЕРМИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Работа печей невозможна без целого комплекса дополнительных комплектующих установок. К числу основных комплектующих установок, непосредственно обеспечивающих проведение технологического процесса термического упрочнения, относятся газоприготовительные установки (см. гл. 6), моечно-сушильные машины, маслоохладительные установки, транспортные тележки и механизмы.

Моечно-сушильные машины. Современные моечно-сушильные машины представляют собой комплекс, состоящий из трех секций: промывки, споласкивания и сушки. Секция — конструктивно завершенный элемент, оборудованный насосной установкой, моечной системой и разводкой трубопроводов с теплообменником. Промывку деталей осуществляют различными методами: окунанием, душированием (струйная промывка), очисткой в парах и в потоке пены моющего щелочного раствора.

Установка для промывки деталей методом окунания состоит из бака для моющего раствора и механизма окунания садки деталей с пневматическим или гидравлическим цилиндром. За счет реверсивного движения платформы вверх-вниз создается необходимая циркуляция раствора [9].

Промывочный бак оснащен змеевиком для подогрева раствора и регулятором для поддержания заданной температуры. Смесь моющего раствора с маслом образующаяся в результате промывки, собирается на поверхности ванны и сбрасывается в лоток. Со сборочного лотка отработанный раствор перекачивается

в маслоотделитель, из которого раствор возвращается на повторное использование, а масло сливается в соответствующий отстойник.

На каркасе машины смонтированы щит управления и контроля температуры и реле времени. В верхней части каркас соединен с вентиляционной системой.

Наибольшее распространение получили моечные машины с подачей моющего раствора методом душирования, как наиболее эффективного и экономичного. Конструкция такой машины состоит из герметичного каркаса, емкости для моющего раствора, системы сопл и насосов (рис. 35). В верхней части каркаса расположен вентилятор и система отсоса. Для сокращения потерь моющего раствора на системе отсоса смонтирован конденсатор.

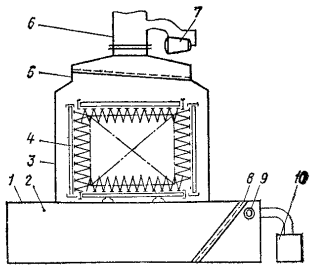


Рис. 35. Моечная машина:
1 — каркас; *2* — бак моющего раствора; *3* — камера промывки; *4* — сопло системы; *5* — емкость конденсата; *6* — отсос; *7* — вентилятор; *8* — фильтр; *9* — всасывающий патрубок; *10* — насос

Конденсатор представляет емкость, донная часть которой изготовлена из медной сетки. Вся емкость (для увеличения поверхности контакта с парами) заполнена медными кольцами диаметром 12—15 мм, толщиной стенки 1,0—1,2 мм и высотой 10—12 мм. Пары конденсируются на кольцах, конденсат стекает в бак для раствора и используется повторно.

Камера промывки расположена над емкостью для моющего раствора. По боковым стенкам, над и под направляющими для размещения садки промываемых деталей расположены трубопроводы и системы сопл. Подачу моющего раствора производят насосом производительностью от 250 до 1000 л/мин под давлением от 2 до 12 атм. Продолжительность времени работы насоса регулируется установленным часовым механизмом.

Для обеспечения свободного доступа к системе разбрызгивающих сопл на каркасе предусмотрен ремонтный проем. Через этот проем легко осуществляется демонтаж и монтаж сопл и чистка труб, подводящих моющий раствор. Для расширения зоны промывки на ряде моечных машин установлен механический реверс для придания колебательного движения соплам, работающим от специального двигателя. Разбрызгивающие сопла размещены на отдельных трубах.

Емкость бака для моющего раствора снабжена достаточной тепловой изоляцией, а на открытых проемах перекрыта съемными сетками, предохраняющими систему от попадания посторонних предметов. Раствор, подаваемый на промывку, всасывается из емкости насосом через всасывающий патрубок и сетчатый фильтр, который периодически очищают от собранных загрязнений. Включение двигателей и насосов моечной машины осуществляется автоматически в момент полного закрытия рабочих проемов. Для обеспечения условий работы насоса и сохранения постоянного уровня жидкости в ванне емкость бака для моющего состава относится к производительности насоса как 3 : 1.

Нагрев раствора в баке производят острым паром или трубчатыми нагревателями, обогреваемыми газом или электросопротивлениями. Для контроля за ходом процесса на машинах имеются термометры и манометры, регистрирующие рабочее давление насоса, и реле времени.

Промывка деталей в парах чистого трихлорэтана или в потоке пены щелочного раствора, содержащего синтетические моющие вещества, осуществляется в герметичных моечных машинах.

Секция сушки деталей представляет собой нагреваемую камеру с организованными направленными потоками воздуха. Температура нагрева (~120° С) обеспечивается газовыми или электрическими нагревателями. Достаточно высокая герметичность обеспечивает низкий расход тепловой энергии [10].

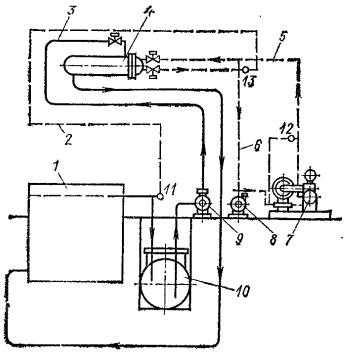


Рис. 36. Схема установки для охлаждения масла:
1 — закалочный бак; *2* — электроцепь управления; *3* — трубопровод горячего масла; *4* — теплообменник; *5* — охлаждающая вода; *6* — возврат воды; *7* — холодильник; *8* — водяной насос; *9* — масляный насос; *10* — масляный бак; *11* — масляный терморегулятор; *12* — водяной терморегулятор; *13* — трехходовой кран

Камера образована металлическим каркасом и снабжена двумя заслонками гильотинного типа, позволяющими затворять окна: входное и выходное. В верхней части камеры помещены электрические сопротивления, дающие возможность подогревать подаваемый центробежным вентилятором воздух, который, пройдя сквозь нагреватель, циркулирует вокруг загруженных деталей, прежде чем быть вновь засосанным в нижней части сушильной камеры.

Особое регулируемое приспособление дает возможность добавлять во входное отверстие вентилятора некоторое количество свежего воздуха, который таким образом примешивается к горячему и насыщенному влагой воздуху, непрерывно циркулирующему вокруг осушаемых деталей. Дно камеры образовано наклонным листом, позволяющим удалять продукты конденсации в направлении фильтра прополаскивающей машины.

Маслоохладительные установки. Закалочные баки печей многих фирм — «Холлкрофт», «Линдебрг» (США), «Айхелин» (ФРГ), «Ферро» (Италия) и др. подключают к индивидуальной маслоохладительной системе (рис. 36). Система состоит из емкости для слива масла, теплообменника, насосов и терморегуляторов. Теплообменник представляет собой открытую ванну, заполненную водой. В ванне размещен пакет ребристых радиаторов. Терморегуляторы управляют работой насосов, один из которых подает масло из бака в радиаторы теплообменника, а другой сменяет воду в ванне при перегреве [8].

Универсальные камерные печи фирмы «Ипсен» (ФРГ) оборудованы масляными теплообменниками, расположенными рядом с баком. Теплообменник — ребристый радиатор, помещенный внутрь стального цилиндра, очень компактен. Внутрь радиатора под давлением 1,5 атм подается масло из бака, а внутрь цилиндра — вода под давлением 0,5 атм.

Транспортные устройства. Для обслуживания автоматизированных камерных печей, моечно-сушильных машин, печей отпуска применяют самоходные транспортные загрузочно-разгрузочные тележки. Тележка состоит из корпуса, укрепленного на колесной платформе, толкателя и приводов. Тележка загрузки и разгрузки перемещается вдоль фронта печей с помощью электромеханического привода. Электропитание механизма осуществляется кабелем, наматываемым на барабан при движении. Движение тележки осуществляется по направляющим (рельсам) [9].

Рабочий стол загрузочно-разгрузочной тележки состоит из двух направляющих с роликами, между которыми размещен толкатель. Чаще всего толкатель изготовляют как цепной механизм. Подвижной толкатель может, кроме того, втолкнуть садку в обратном направлении. При помощи блока управления осуществляется программирование механизма загрузки и разгрузки для работы в автоматическом режиме.

Для работы механизма в заданном режиме необходимо предварительно определить виды движения и их последовательность, произвести соответствующую установку механизмов, затем установить упоры перемещения и зажима. На блоке управления вставляются соответственно штекеры. На ряде конструкций блок управления позволяет записать программу на магнитной ленте. Точность работы механизма при автоматическом цикле ±0,8—1 мм.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Барабанов И. В.** Оборудование для термической обработки в вакууме. М.: Машиностроение, 1975. 33 с.
2. **Еринов А. Е., Семерии А. М.** Промышленные печи с радиационными трубами. М.: Металлургия, 1977. 280 с.
3. **Общепромышленные** электропечи непрерывного действия. М.: Энергия, 1977. 248 с.
4. **Свенчанский А. Д.** Электрические промышленные печи. ч. 1. М.: Энергия, 1975. 384 с.
5. **Шубин Р. П.** Современные направления развития технологии термической обработки. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1974, № 8, с. 29—35.
6. **Шубин Р. П.** Современная технология термической обработки. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1978, № 7, с. 2—5.
7. **Шубин Р. П., Приходько Н. С.** Технология и оборудование термического цеха. М.: Машиностроение, 1971. 280 с.
8. **Шубин Р. П., Приходько В. С.** Обеспечение технологических требований в современных конструкциях термических печей. — Металловедение и термическая обработка металлов. 1973, № 9, с. 34—36.
9. **Шубин Р. П.** Универсальные камерные печи для термической обработки. М. Машиностроение, 1975. 57 с.
10. **Шубин Р. П., Гринберг М. Л.** Нитроцементация деталей машин. М.: Машиностроение, 1975. 207 с.

Глава 17

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В СТАНКОСТРОЕНИИ

В станкостроении термической обработке подвергается значительное (до 50%) число деталей, в основном для повышения износо- и задиростойкости. При этом долговечность наиболее ответственных деталей (червяков делительных пар, накладных направляющих, шпинделей с опорами на гидростатические подшипники и некоторых других) должна быть весьма высокой и обеспечивать сохранение точности детали на весь период эксплуатации станка.

В некоторых случаях термическая обработка проводится с целью повышения сопротивления смятию от случайных ударов (например, поверхность инструментального конуса шпинделей), возможных в процессе эксплуатации станка, а также сопротивления контактному (усталостному) разрушению (винты передач винт — гайка качения и накладные направляющие качения) и изгибающим нагрузкам (зубчатые колеса, нагруженные валы).

Повышение поверхностной твердости деталей станков необходимо также для обеспечения высокой чистоты механической обработки и точности сопрягаемых поверхностей ответственных деталей и сохранения этих показателей при монтаже и ремонте.

Повышение предела прочности при растяжении или сжатии термической обработкой для деталей станка имеет меньшее значение, так как их размеры в большинстве случаев определяются расчетом на жесткость, и они, как правило, имеют достаточной запас прочности.

Выбор методов и режимов термической обработки определяется с учетом требований минимального коробления деталей в процессе изготовления, а также стабильности формы и размеров их в течение длительной эксплуатации.

В табл. 1 приведены основные группы упрочняемых деталей станков, требования к их твердости, а также применяемые и рекомендуемые материалы и методы упрочнения. Для упрочнения наиболее часто применяют объемную закалку, поверхностную закалку с индукционным нагревом, цементацию с последующей объемной закалкой и азотирование. В отдельных случаях для одновременного повышения прочности и износостойкости, а также сопротивления схватыванию наиболее нагруженных деталей станков (например, шпинделей обрабатывающих центров) применяют объемную закалку до *HRC* 44—50 с последующим азотированием.

Для прецизионных деталей особенно важны стабилизирующие операции термической обработки.

Таблица 1. Материалы и методы упрочнения, применяемые при изготовлении ответственных деталей металлорежущих станков

Наименование деталей и условия их работы	Твердость поверхности *HRC*	Толщина упрочненного слоя, мм	Материал	Метод упрочнения
Валы гладкие, ступенчатые, шлицевые, испытывающие циклические нагрузки при изгибе и кручении, а также контактные нагрузки	*HB* 217—285, 32—38, 46—52	Сквозная прокаливаемость	45, 40Х, 40ХГТР, 40Х2НМА	Объемная закалка с высоким, средним и низким отпуском
	48—56	1,0—1,6	45, 40Х, 50ХФА	Поверхностная закалка с индукционным нагревом
	56—60	0,8—1,6	20Х, 18ХГТ	Цементация с последующей закалкой
Втулки направляющие, гайки передач винт—гайка качения, вкладышей, работающие в условиях трения качения при загрязнении отходами механической обработки	58—62	—	ШХ15, ШХ15СГ	Объемная закалка
Винты передач винт—гайка качения, работающие в условиях трения качения	58—62	2—8 в зависимости от шага резьбы	8ХФ	Поверхностная закалка с индукционным нагревом
	58—60	Сквозная прокаливаемость	7ХГ2ВМ	Объемная закалка
	60—64	0,4—0,5	20Х3МВФ	Азотирование
Винты передач скольжения, работающие в условиях трения скольжения при загрязнении отходами механической обработки	54—58	Сквозная прокаливаемость	ХВГ, 7ХГ2ВМ	Объемная закалка
	58—62	0,3—0,4	30Х3МФ	Азотирование
	64—68		38Х2МЮА	

Продолжение табл. 1

Наименование деталей и условия их работы	Твердость поверхности HRC	Толщина упрочненного слоя, мм	Материал	Метод упрочнения
Пиноли и гильзы	50—56	1,2—1,6	40Х	Поверхностная закалка с индукционным нагревом
	56—60	1,0—1,2	18ХГТ, 12ХН3А	Цементация с последующей закалкой
	58—62	0,4—0,5	30Х3МФ	Азотирование
	64—68		38Х2МЮА	
Шпиндели с опорами на подшипники качения или жидкостного трения, игольчатые подшипники и стальные закаленные втулки	45—55	1,0—1,8	45	Поверхностная закалка с индукционным нагревом
	56—62	1,0—1,4	18ХГТ, 12ХН3А	Цементация с последующей объемной закалкой
	58—62	0,4—0,5	30Х3МФ	Азотирование
	64—68		38Х2МЮА	
Червяки: делительных пар	58—62	1,0—1,4	18ХГТ, 12ХН3А	Цементация с последующей закалкой
	64—68	0,35—0,45	38Х2МЮА	Азотирование
силовых вспомогательных передач	45—52	—	40Х, 50ХН	Объемная закалка
	56—60	1,0—1,4	20Х, 18ХГТ 12ХН3А	Цементация с последующей закалкой

Продолжение табл. 1

Наименование деталей и условия их работы	Твердость поверхности HRC	Толщина упрочненного слоя, мм	Материал	Метод упрочнения
Накладные направляющие, работающие в условиях трения скольжения и качения при загрязнении продуктами механической обработки	58—62	1,0—1,6	18ХГТ, 12ХН3А	Цементация с последующей закалкой
		Сквозная прокаливаемость	ШХ15, ШХ15СГ, ХВГ, 7ХГ2ВМ	Объемная закалка
		0,45—0,5	30Х3МФ	Азотирование (только для массивных накладных направляющих), скольжения с симметричным профилем
Кулачки, копиры	48—56 58—62	1,0—1,8	45, 40Х У8А	Поверхностная закалка с индукционным нагревом
	58—62	1,2—1,6	20Х, 18ХГТ	Цементация с последующей закалкой
	58—62	Сквозная прокаливаемость	ШХ15, 9ХС, ХВГ	Объемная закалка
Зубчатые колеса: особонапряженные с максимальным напряжением изгиба $\sigma_F = 50 \div 70$ кгс/мм² (расчет по ГОСТ 21354—75)	58—62	0,13—0,2 от модуля колеса	25ХГМ	Нитроцементация с последующей закалкой для колес с модулем зуба св. 1,5 до 4 мм
		0,2—0,25 от модуля колеса	12ХН3А	Цементация с последующей закалкой для колес с модулем зуба св. 1,5 до 6 мм
			20ХН3А	То же, для колес с модулем зуба св. 6 до 10 мм

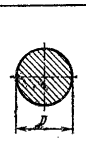
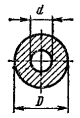
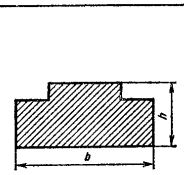
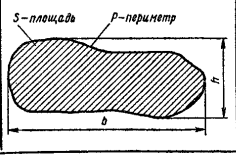
Продолжение табл. 1

Наименование деталей и условия их работы	Твердость поверхности *HRC*	Толщина упрочненного слоя, мм	Материал	Метод упрочнения
высоконапряженные с максимальным напряжением изгиба $\sigma_F = 40 \div 50$ кгс/мм²	56—60	0,13—0,2 от модуля колеса	25ХГМ, 25ХГТ	Нитроцементация с последующей закалкой для колес с модулем зуба св. 1,5 до 4 мм
		0,2—0,25 от модуля колеса	20Х, 18ХГТ	Цементация с последующей закалкой для колес с модулем зуба св. 1,5 до 4 мм
			20ХН3А	То же, для колес с модулем зуба св. 4 до 10 мм
		0,1—0,13 от модуля колеса	30ХЗМФ	Азотирование (только для непереключаемых колес с модулем зуба св. 1 до 6 мм)
средненапряженные с максимальным напряжением изгиба $\sigma_F = 25 \div 45$ кгс/мм²	48—54	2—3 ниже впадины зуба	40Х	Поверхностная закалка с нагревом ТВЧ в кольцевом индукторе для колес с модулем зуба св. 1 до 6 мм

Продолжение табл. 1

Наименование деталей и условия их работы	Твердость поверхности *HRC*	Толщина упрочненного слоя, мм	Материал	Метод упрочнения
То же	54—60	0,2—0,25 от модуля колеса	20Х или 18ХГТ	Цементация с последующей закалкой для колес с модулем зуба св. 1,5 до 6 мм
			25ХГТ	То же, для колес с модулем вуба св. 6 до 10 мм
	HV 530—600	0,1—0,13 от модуля колеса	40ХФА	Азотирование, в том числе ионное (только для непереключаемых колес с модулем зуба св. 1 до 6 мм)
малонапряженные с максимальным напряжением изгиба $\sigma_F \leqslant 25$ кгс/мм²	НВ 217—269	—	40Х	Поверхностная закалка с нагревом ТВЧ в кольцевом индукторе без захвата дна впадины для колес с модулем зуба св. 1 до 6 мм. Улучшение и нормализация для колес с модулем зуба св. 6 до 10 мм
Чугунные базовые детали	45—50	1,2—1,8	СЧ 21—40 СЧ 28—48	Поверхностная закалка с индукционным нагревом
Колонны (стойки) токарных станков-полуавтоматов, радиально-сверлильных и других станков	45—50	0,8—1,2	СЧ 21—40	То же

Таблица 2. Таблица для определения эквивалентного размера поперечного сечения детали $D_{экв}$

Позиция	Вид поперечного сечения, перпендикулярного длине детали	Ограничительные условия	Характерный размер поперечного сечения H	Эквивалентный размер сечения $D_{экв}$ при $\frac{L}{H} \geqslant 5$	Эквивалентный размер сечения $D_{экв}$ при $\frac{L}{H} < 5$
1		—	D	D	$K_0 D$
2		$\frac{D}{d} \geqslant 2$	D	$\frac{D^2-d^2}{D}$	$\frac{K_0 (D^2-d^2)}{D}$
3		$\frac{D}{d} < 2$	$\frac{D-d}{2}$	$D-d$	$K_0 (D-d)$
4		$\frac{b}{h} = 1$	h	h	$K_0 h$
5		$1 < \frac{b}{h} < 20$	h	$K_1 h$	$K_0 K_1 h$
6		$\frac{b}{h} > 20$	h	$2h$	$2K_0 h$
7		—	h	$\frac{4s}{P}$	$K_0 \frac{4s}{P}$

Примечания. 1. За длину L, ширину b и толщину h принимаются такие размеры детали, которые соответствовали бы $L \geqslant b \geqslant h$. Для деталей типа диска диаметром D и толщиной $h < D$ расчет $D_{экв}$ проводится в соответствии с позициями 5 или 6, принимая $L = b = D$.

2. Коэффициенты K_0 и K_1 определяются из графиков рис. 1 и 2.

1. ОБЪЕМНАЯ ЗАКАЛКА

Объемной закалке в станкостроении подвергается около 35—40% всех упрочняемых деталей. Метод этот универсален, для его использования, как правило, не требуется применения специализированного оборудования и оснастки, что является весьма важным преимуществом при изготовлении деталей в условиях единичного и мелкосерийного производства, характерного для станкостроения.

Как следует из табл. 1, объемной закалке подвергаются ответственные длинномерные детали (винты, накладные направляющие передач скольжения и качения), детали со сложной геометрией рабочего профиля (кулачки, копиры), кольцеобразные детали узлов качения и др., а также разного рода оправки, детали пружинного типа и детали, к твердости которых предъявляются невысокие требования. Закалке подвергают и цементуемые детали.

Нагрев при закалке проводится в камерных или шахтных электропечах, а также соляных электрованнах.

В качестве охлаждающей среды при закалке легированных сталей применяют масло или расплав солей. Для увеличения закаливающей способности расплава в него вводится вода [1]. При изготовлении деталей из стали 7ХГ2ВМ закалка, как правило, осуществляется на воздухе.

Выбор охлаждающей среды для конкретной детали зависит от требований, предъявляемых к ее твердости и размеров поперечного сечения, характеризуемого $D_{экв}$ *, рассчитываемым по размерам наиболее массивной части детали (табл. 2), на которой требуется получить заданную твердость [3]. Если в детали несколько массивных частей, то $D_{экв}$ определяется для каждой из них и из полученных значений выбирается максимальное. Основные режимы закалки и отпуска деталей с различным эквивалентным размером из применяемых сталей, упрочняемых объемной закалкой с охлаждением в масле, расплаве солей, в том числе с добавлением воды, и на воздухе приведены в табл. 3.

Следует отметить, что сквозная прокаливаемость деталей станков необходима лишь в отдельных случаях, когда это диктуется условиями их эксплуатации, а также при необходимости проведения правки в процессе закалки, если коробление детали в результате термической обработки превышает допустимое (например, винтов передач качения и скольжения, накладных направляющих и других длинномерных деталей).

При закалке деталей, подвергаемых правке, охлаждение в свободном состоянии (в масле, расплаве солей или на воздухе) проводится до температуры начала мартенситного превращения. Дальнейшее охлаждение до температуры окружающей среды, сопровождающееся мартенситным превращением, проводится в прессе или приспособлении, фиксирующем прямолинейность детали. Возможна также свободная правка поперечным изгибом.

Ориентировочная продолжительность охлаждения цилиндрических деталей по всему сечению от температуры нагрева под закалку до температуры начала мартенситного превращения (начала правки) может быть определена по табл. 4, а также по данным [8].

Закалка с охлаждением в расплаве солей, в том числе с добавлением в него воды, нашла широкое применение на станкостроительных заводах благодаря ряду существенных преимуществ перед закалкой с охлаждением в масле: повышается вязкость стали, исключаются в ряде случаев операция низкотемпературного отпуска и образование трещин, обеспечивается более высокая поверхностная твердость на деталях больших сечений, что снижает потребность в высоколегированных сталях.

В станкостроении применяется расплав солей состава 55% KNO_3 и 45% $NaNO_2$, содержащий 0,2—1,2% H_2O; температура его поддерживается в интервале 180—350° С. Воду вводят при помощи специального приспособления (А. с. № 202983, № 238572) при обязательном перемешивании расплава сжатым воздухом, предварительно осушенным и очищенным от масла.

* $D_{экв}$ — эквивалентный размер, соответствующий диаметру сплошного цилиндра, охлаждение которого при закалке происходит аналогично рассматриваемой детали.

Таблица 3. Основные режимы термической обработки сталей, упрочняемых объемной закалкой

Марка стали	Эквивалентный размер поперечного сечения детали $D_{экв}$, мм (не более), при требовании		Вариант упрочнения	Закалка		Отпуск		Твердость HRC
	твердости на поверхности	сквозной прокаливаемости		Температура нагрева, °С	Охлаждающая среда	Температура нагрева, °С	Выдержка после прогрева, ч (не менее)	
40Х	20—25	—	Закалка с непрерывным охлаждением	840—860	Масло	180—200	1,0	46—52
	60				Расплав солей при 170—180° С с добавлением 0,8—1,2% H_2O, выдержка 1,0—1,5 ч	Не требуется		46—52
	20	—	Изотермическая закалка	850—860	Расплав солей при 300—320° С с добавлением 0,4—0,6% воды, выдержка 25—30 мин	Не требуется		42—46
40ХГТР	60	—	Закалка с непрерывным охлаждением	840—860	Масло	180—220	1,5	46—52
	100	50				500—560	1,5	32—38
50ХФА	40	15	То же	860—880	Масло	180—220	1,5	50—58
						420—450	0,5	42—48
	60	30	Ступенчатая закалка		Расплав солей при 170—190° С с добавлением 0,8—1,2% H_2O, далее на воздухе	180—220	1,5	50—58
						420—450	0,5	42—48
	30	20	Изотермическая закалка		Расплав солей при 300—320° С с добавлением 0,4—0,6% H_2O, выдержка 1 ч	Не требуется		46—52
ШХ15	20	12	Закалка с непрерывным охлаждением	835—850	Масло	180—220	3	58—62
	40	20	Ступенчатая закалка		Расплав солей при 170—200° С * с добавлением 0,6—0,8% H_2O, далее на воздухе			
	30	—	Изотермическая закалка	840—860	Расплав солей при 240—250° С с добавлением 0,4—0,6% H_2O, выдержка 1 ч	Не требуется		55—57
ШХ15СГ	50	40	Закалка с непрерывным охлаждением	830—850	Масло	190—210	3	58—62
	60	50	Ступенчатая закалка	840—860	Расплав солей при 190—210° С * с добавлением 0,6—0,8% H_2O, далее на воздухе			
	60	—	Изотермическая закалка	845—860	Расплав солей при 240—250° С с добавлением 0,4—0,6% H_2O, выдержка 3—3,5 ч	Не требуется		55—57
9ХС	40	30	Закалка с непрерывным охлаждением	860—880	Масло	200—220	3	58—62
						280—320	2	56—58
						460—500	0,5	42—48
	60	40	Ступенчатая закалка		Расплав солей при 170—190° С * с добавлением 0,6—0,8% H_2O, далее на воздухе	200—210	3	58—62
	60	—	Изотермическая закалка		Расплав солей при 250—260° С с добавлением 0,4—0,6% H_2O, выдержка 3,5—4 ч	Не требуется		55—57

Продолжение табл. 3

Марка стали	Эквивалентный размер поперечного сечения детали $D_{экв}$, мм (не более), при требовании твердости на поверхности	Эквивалентный размер поперечного сечения детали $D_{экв}$, мм (не более), при требовании сквозной прокаливаемости	Вариант упрочнения	Закалка: Температура нагрева, °С	Закалка: Охлаждающая среда	Отпуск: Температура нагрева, °С	Отпуск: Выдержка после прогрева, ч (не менее)	Твердость HRC
ХВГ	60	50	Закалка с непрерывным охлаждением	840—855	Масло	190—210	8	58—62
	70	60		840—860		280—320	3	56—58
7ХГ2ВМ	100	100	То же	860—870	Воздух	210—230	10	57—59
						340—360	2	54—56
	Св. 100—120	Св. 100—120			Масло	210—230	10	58—60
	120	120	Закалка с непрерывным охлаждением с последующим азотированием**		Воздух или масло	560—580	2	44—50
Х6ВФ	140	120	Закалка с непрерывным охлаждением	980—1010	Масло	Двукратный: 490—510, 3 атм, 180—220	3—4 2—3	56—58
						200—220	8—10	60—62

* Температура расплава солей соответствует температуре начала мартенситного превращения стали (точке $M_н$). При закалке деталей, для которых не требуется правка в процессе последующего охлаждения на воздухе, допускается понижение температуры расплава до 170—180° С. Выдержка в расплаве солей не более 15—20 мин.

** После термической обработки по указанным режимам и предварительного шлифования детали подвергают азотированию при 500—520° С в течение 60 ч; *HV* 695—805 (А. с. № 618425).

Рис. 1. Коэффициент формы K_0 в зависимой от отношения длины детали L к характерному размеру поперечного сечения H

Рис. 2. Коэффициент формы K_1 для призм с прямоугольным основанием при разном соотношении сторон

Рис. 3. Схематическое изображение способов закалки с охлаждением в расплаве солей:
I — ступенчатая закалка выше $M_н$; *II*—ступенчатая закалка ниже $M_н$; *III* — изотермическая закалка; *IV* — непрерывная закалка, совмещенная с отпуском;
1 — начало превращения; *2* — конец превращения; *3* — мартенситное превращение

Таблица 4. Ориентировочная продолжительность охлаждения цилиндрических деталей от температуры нагрева под закалку до температуры начала правки

Диаметр детали, мм	Продолжительность охлаждения, мин: на воздухе	в масле при температуре 20—40° С	в расплаве солей при температуре 200° С
40	35	2,5	3,5
60	60	4,0	6,0
80	75	6,5	9,5
100	110	9,5	12,5

Таблица 5. Область применения, преимущества и недостатки способов закалки деталей в расплаве солей

Способ закалки (см. рис. 3)	Группа сталей	Область применения	Основные преимущества по сравнению с закалкой в масле	Недостатки
1. Ступенчатая выше $M_н$	Легированные высокоуглеродистые и цементуемые	Детали маложесткие и сложной конфигурации, для которых необходима правка	Возможность правки с использованием эффекта сверхпластичности стали в период мартенситного превращения и обеспечение оптимальных условий правки. Уменьшение коробления	Кратковременность выдержки в расплаве, определяемая устойчивостью переохлажденного аустенита закаливаемой стали. Повышенное, по сравнению с закалкой в масле, содержание остаточного аустенита. Длительное охлаждение на воздухе после изотермической выдержки
2. Ступенчатая ниже $M_н$	Легированные высокоуглеродистые, цементуемые, среднеуглеродистые легированные	Разнообразные детали, в том числе массивные	Продолжительность выдержки в расплаве практически не ограничивается. При отсутствии или небольшом количестве воды в расплаве (0,2—0,3%) уменьшается коробление	По сравнению со способом 1 условия правки ухудшаются. При добавлении воды в расплав более 0,3—0,5% повышается коробление в сравнении с закалкой по способу 1. Длительное охлаждение на воздухе после изотермической выдержки
3. Изотермическая	Легированные высокоуглеродистые и среднеуглеродистые, в том числе пружинные	Детали типа пружин. Маложесткие детали сложной конфигурации	Значительно уменьшается коробление. Отсутствует необходимость в отпуске после закалки. Высокие пластические характеристики пластичности по сравнению со всеми известными способами закалки	По сравнению со способами 1 и 2 значительно повышается длительность выдержки. Исключается возможность правки
4. Непрерывная совмещенная с отпуском	Среднеуглеродистые типа 40Х	Разнообразные детали, в том числе массивные	Отсутствует необходимость в отпуске деталей после закалки. При отсутствии воды в расплаве уменьшается коробление. Допускается промывка в холодной воде после окончания выдержки в расплаве	При наличии воды в расплаве коробление такое же, как и при закалке в масло

Можно применять четыре способа закалки деталей, которые схематически изображены в виде кривых охлаждения на диаграмме переохлажденного аустенита (рис. 3). Область применения этих способов, их преимущества по сравнению с закалкой в масле и недостатки приведены в табл. 5. Эти данные надо учитывать при выборе способа закалки для каждой конкретной детали.

2. ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА С ИНДУКЦИОННЫМ НАГРЕВОМ

Основная номенклатура деталей металлорежущих станков, подвергаемых поверхностной закалке с индукционным нагревом, а также используемые марки стали и чугуна приведены в табл. 1, данные о способах закалки и универсальных закалочных станках — в табл. 6.

Непрерывно-последовательный способ закалки применяют для деталей диаметром до 140—150 мм, имеющих форму тела вращения. Нагрев проводят в кольцевом индукторе при вращении детали и одновременном перемещении ее с равномерной скоростью относительно индуктора. При закалке длинномерных деталей (длиной более 2—2,5 м) в ряде случаев деталь только вращается, а индуктор перемещается вдоль ее оси. Способ может также применяться при упрочнении плоских деталей. Охлаждение при закалке проводится водой или эмульсией, которые пропускают через спрейер, или погружением в масло (зеркало масла должно быть расположено непосредственно у индуктора). Удельная мощность при этом способе нагрева значительна и составляет 1,5—2 кВт/см^2.

Одновременный способ нагрева применяют для закалки отдельных участков деталей, например рабочих профилей кулачков, червяков с небольшой длиной рабочей части и др. Нагрев проводится в индукторе, который полностью охватывает упрочняемую поверхность. Необходимая удельная мощность составляет 0,3—0,5 кВт/см^2. Охлаждение при закалке спрейерное или погружением в масло.

При закалке одновременным способом средненапряженных зубчатых колес на 2—3 мм ниже дна впадины (см. табл. 1) нагрев венца с модулем зубьев до 3,5 мм должен проводиться током частотой 66 кГц, а с модулем свыше 3,5 до 6 мм — током частотой 8 кГц (зубчатые колеса с большим модулем закалки с одновременным нагревом не подвергают).

Последовательный способ закалки заключается в поочередной обработке отдельных участков детали и является комбинацией непрерывно-последовательного и одновременного способа.

Минимальная толщина закаленного слоя при упрочнении этими способами должна составлять: 1,2 мм — для обеспечения требуемого сопротивления смятию и контактному (усталостному) нагружению и 0,6 мм — для обеспечения требуемой стойкости против изнашивания.

Способ обкатки применяется для упрочнения цилиндрических, конических и криволинейных поверхностей крупногабаритных чугунных и стальных деталей, для нагрева которых одновременным или непрерывно-последовательным способом мощность генератора недостаточна; способ обкатки заключается в последовательном нанесении закаленных полос на упрочняемую поверхность [9].

При этом способе деталь, ось которой расположена горизонтально, вращается со скоростью 2—4 мм/с, а петлевой индуктор с ферритовым магнитопроводом закреплен параллельно закаливаемой поверхности. Длина активной части индуктора при мощности установки 60 кВт и частоте тока 66 кГц может достигать 400 мм. Охлаждение при закалке проводится с помощью спрейера или жидкостью, в которую погружена деталь. Необходимо учитывать, что при этом способе на стыках закаленных полос в результате отпуска образуются зоны с пониженной твердостью (до *HRC* 30—35).

Закалка способом обкатки проводится на специализированных станках. В качестве примера в табл. 6 приведены характеристики станка, который используется заводом «Красный Пролетарий» им. А. И. Ефремова для закалки рабочих участков колонны токарного полуавтомата, мод. 1К282; материал чугун СЧ 21—40.

Таблица 6. Закалочные станки к установкам для индукционного нагрева *

Назначение станка. Разработчик	Максимальный размер, мм, и масса закаливаемой детали, кг	Способ		Скорость		Источник питания (частота, кГц)	Особенности конструкции
		закалки	охлаждения	рабочего хода детали, мм/с	частота вращения детали, об/мин		
Универсальный станок для закалки шпинделей, пинолей, валов и других деталей типа тел вращения, зубчатых колес и др. Московский завод «Красный Пролетарий» им. А. И. Ефремова	Длина до 1500, масса не более 150	Непрерывно-последовательный, последовательный	Спрейерное водой с антикоррозионными добавками	0—30	25—150	Машинный генератор (8,0)	При закалке деталь устанавливают в центрах или люнетах. Индуктор неподвижен, система охлаждения при закалке замкнутая
	Диаметр до 350, масса не более 150	Одновременный	Спрейерное или душевое	Регулирование бесступенчатое			
Универсальный станок для закалки валов, оправок, шпинделей, планок, зубчатых колес, кулачков и других деталей. Горьковский завод фрезерных станков (А. с. № 324273)	Длина до 1100, масса не более 60 Диаметр до 300, масса не более 60	Непрерывно-последовательный Одновременный, последовательный	Спрейерное водой; погружением в масло	0—30 (регулирование бесступенчатое)	25; 100 и 250	Машинный или ламповый генератор (66)	При закалке деталь устанавливают в центрах. Индуктор неподвижен
Станок для закалки наружных цилиндрических и конических поверхностей крупногабаритных деталей. ПКТИмаш (г. Москва)	Диаметр до 1000, длина до 2200	Обкаткой	Спрейерное водой с антикоррозионными добавками	0—5	—	Ламповый генератор (66)	При закалке ось детали расположена горизонтально
Станок для закалки базовых деталей станков. Всесоюзный проектно-конструкторский институт сварочного производства (г. Киев) Модели: 141С 142С	2000×800×700 ** 3500×1000×1000 **	Непрерывно-последовательный	Спрейерное, водой	0—20	—	Машинный генератор (8,0)	Закаливаемые поверхности расположены горизонтально. Зазор между деталью и индуктором поддерживается автоматически. Деталь перемещается относительно индуктора
60С	6000×1000×1500 **	То же	То же	То же	—	То же	Индуктор перемещается относительно неподвижной детали

* Параметры индукционной закалки, обеспечивающие требуемые твердость, тол
** Длина × расстояние между закаливаемыми направляющими × высота.

щину слоя и характер микроструктуры, отрабатываются на наладочных партиях деталей.

Значительное распространение имеет также закалка направляющих поверхностей чугунных базовых деталей. Закалка проводится на специализированных станках (см. табл. 6). Индуктор, выполненный соответственно профилю закаливаемого сечения, снабжен ферритовым магнитопроводом, охлаждение проводится водой, пропускаемой через спрейер.

Закалка осуществляется на глубину 1,5—2,5 мм с нагревом от лампового или машинного генераторов с частотой тока соответственно 66 и 8,0 кГц.

За толщину упрочненного слоя рекомендуется принимать расстояние от поверхности закаленного слоя до структуры, содержащей не менее 80% мартенсита.

3. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Из методов химико-термической обработки в станкостроении широко используются газовая цементация и азотирование.

Газовая цементация. Номенклатура деталей станков, упрочняемых газовой цементацией, показана в табл. 1. Традиционно процесс осуществляется в электрических шахтных муфельных печах серии «Ц» с применением непереработанного природного газа или жидких карбюризаторов (синтина, уайт-спирита и др.).

Муфельные печи серии «Ц» обладают рядом конструктивных недостатков, главными из которых являются неравномерность температуры по высоте печи, повышенные теплопотери через крышку печи, слабая циркуляция атмосферы. Это затрудняет обеспечение стабильного качества цементованного слоя по его насыщению углеродом, структуре, толщине и равномерности. В связи с этим в некоторых случаях после цементации в печах серии Ц применяют дополнительные операции термической обработки, например нормализацию, а также механическую обработку из-за повышенной деформации деталей, особенно длинномерных малой конструктивной жесткости.

Наиболее совершенным и перспективным процессом науглероживания стальных деталей является цементация в контролируемых атмосферах, позволяющаи осуществлять непрерывное автоматическое регулирование процесса. Контролируемые атмосферы приготовляют либо из природного газа или пропанбутановых смесей в специальных генераторах (см. гл. 6), либо путем пиролиза непосредственно в рабочей камере печи жидких карбюризаторов (технический изопропанол и др. [10]). Для обеспечения высокого качества цементуемых деталей, их надежности и долговечности, а также для повышения общей технической культуры участков химико-термической обработки в условиях серийного производства для газовой цементации рекомендуется применять механизированные камерные безмуфельные печи со встроенными закалочными баками, приспособленные для работы с контролируемыми атмосферами типа СНЦ (по типажу ВНИЭТО). Эти печи универсальны — могут быть использованы также для нитроцементации, светлой закалки, нормализации. Аналогичные печи выпускаются многими зарубежными печными фирмами (см. гл. 16).

Для цементации длинномерных деталей рекомендуется использовать муфельные печи серии СШЦМ, разработанные ВНИИЭТО взамен электропечей серии «Ц». Эти печи обеспечивают более высокую производительность за счет улучшенной циркуляции атмосферы и улучшенных теплотехнических показателей, приспособлены к работе с контролируемыми атмосферами.

Качество цементованного слоя по его толщине, равномерности и микроструктуре регламентируется отраслевым стандартом. За толщину слоя принимается так называемая эффективная толщина, измеряемая на контрольных образцах или деталях по твердости. Эффективной толщине соответствует зона слоя от наружной поверхности детали до границы зоны с твердостью HV 500. В связи с тем, что подавляющее большинство деталей станков подвергается шлифованию, стандартом регламентируется величина припуска на шлифование рабочих поверхностей. Припуск на шлифование не должен превышать 25—30% толщины слоя, указываемой в чертеже. Микроструктура закаленного цементованного слоя должна представлять собой скрыто- или мелкоигольчатый мартенсит с равномерно распределенными мелкими карбидами и небольшим количеством остаточного аустенита. Структурные дефекты: крупноигольчатый мартенсит, повышенное количество остаточного аустенита (более 20—25%), отдельные крупные

Таблица 7. Рекомендуемая степень диссоциации аммиака в зависимости от температуры процесса азотирования для различных сталей

Марка стали	Температура азотирования, °С	Степень диссоциации аммиака, %
38Х2МЮА, 30Х3ВА, 30Х3МФ, 20Х3МВФ	500—520 530—540	20—40 30—50
40Х, 40ХФА, 18ХГТ	490—520	15—25

карбиды или карбиды в виде замкнутой сетки, трооститные участки в закаленном цементованном слое не допускаются.

Общий технологический процесс термической обработки наиболее сложных длинномерных деталей станков, упрочняемых газовой цементацией, приведен ниже (см. стр. 519).

Азотирование. В станкостроении этим способом упрочняют главным образом длинномерные детали, поэтому процесс проводят в шахтных печах серии США разных размеров. Регулируются температура, степень диссоциации аммиака и продолжительность процесса. Температуру азотирования выбирают в зависимости от состава азотируемой стали, требуемой твердости поверхности, конструктивной жесткости детали и установленного допуска на величину деформации и коробления при азотировании. Обычно конструкционные стали азотируют при 490—520° С. Для сокращения длительности азотирования сталей 38Х2МЮА, 30Х3ВА, 20Х3МВФ можно применять двухступенчатые процессы: температура первой ступени 500—520° С, второй — 530—540° С, но при этом твердость поверхности несколько снижается, а деформация, главным образом деталей малой жесткости, может заметно увеличиваться.

Степень диссоциации аммиака выбирают в зависимости от марки стали и температуры процесса (табл. 7) и регулируют изменением расхода аммиака. Продолжительность азотирования зависит от требуемой толщины слоя и температуры процесса. Режимы азотирования разных сталей приведены в табл. 8.

После азотирования (окончания времени выдержки) детали охлаждаются с печью до 200° С при непрерывной подаче аммиака.

Азотирование в тлеющем разряде. В последние годы в станкостроении применяют процесс ионного азотирования, который осуществляется в тлеющем разряде, возбуждаемом на поверхности детали в азотирующей атмосфере при разряжении от 1 до 5 мм рт. ст. и рабочем напряжении 350—550 В.

К основным преимуществам процесса ионного азотирования по сравнению с печным следует отнести возможность сокращения общего цикла азотирования в 3—4 раза, повышение пластичности и ударной вязкости азотированного слоя, а также усталостной (изгибной) прочности нешлифуемых зубатых колес на 10—20%, уменьшение деформации и коробления в результате азотирования в 1,5—3 раза (что позволяет во многих случаях подвергать азотированию окончательно изготовленные детали), сохранение класса шероховатости в пределах $Ra = 1{,}25 \div 1{,}6$, простоту и надежность защиты поверхностей, не подлежащих азотированию, сокращение удельного расхода электроэнергии в 2—3 раза и насыщающих газов в 20—40 раз и полную экологическую безопасность процесса.

К недостаткам процесса, выявленным в процессе его исследования, отладки и внедрения, следует отнести необходимость измерения (регулирования) температуры непосредственно азотируемых изделий или специальных образцов-свидетелей, изготовления специальной оснастки и закрепления деталей в камере печи, повышенной квалификации обслуживающего персонала и некоторое снижение твердости азотированных деталей после их шлифования.

Этот метод опробован и рекомендован для широкой номенклатуры деталей станков: шпинделей, гильз, втулок, зубчатых колес, муфт и др. [2], и применяется на заводе «Красный Пролетарий» им. А. И. Ефремова для упрочнения ходовых винтов пар скольжения. Порядок подготовки деталей к азотированию приведен в табл. 9, рис. 4—6, а основные технологические параметры процесса ионного

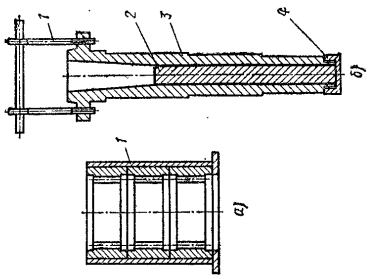


Рис. 6. Примеры типовой оснастки для размещения в печи и защиты от азотирования деталей типа тел вращения с азотируемым внутренним отверстием:
а — зубчатое колесо с внутренним зацепляющимся венцом; *1* — крышка-экран; *2* — втулка-экран; *б* — шпиндель; *1* — крюк; *2* — заглушка; *3* — шпиндель; *4* — крышка-экран

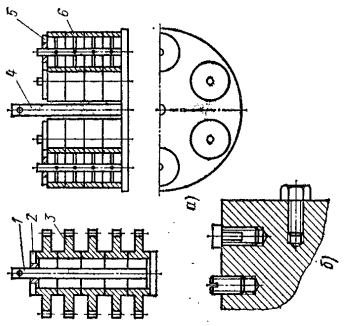


Рис. 5. Примеры типовой оснастки для размещения в печи деталей типа тел вращения с защитой от азотирования внутреннего отверстия (*а*) и резьбовых отверстий (*б*):
1 — подвеска; *2* — крышка-экран; *3* — зубчатое колесо; *4* — столик-подвеска с крестовиной для фиксации деталей; *5* — крышка-экран; *6* — деталь

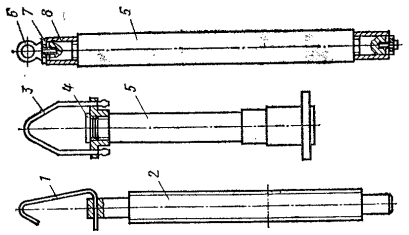


Рис. 4. Примеры типовой оснастки для подвески и местной защиты от азотирования длинномерных деталей:
1 — крюк; *2* — винт; *3* — подвеска; *4* — крышка-экран; *5* — деталь; *6* — рым-болт; *7* — шайба-экран; *8* — втулка-экран

Таблица 8. Режимы азотирования в печах

Марка стали	Вариант режима азотирования	Температура процесса, °С	Продолжительность, ч	Толщина слоя *, мм	Твердость поверхности *HV*
38Х2МЮА, 30Х3МФ	1	510	30—35	0,2—0,3	900—1020
38Х2МЮА	2	1-я ступень 510 2-я ступень 540	15 25	0,4—0,5	850—950
	3	1-я ступень 510 2-я ступень 540	20 40	0,6—0,7	850—950
30Х3ВА, 20Х3МВФ	1	510	35—40 30—35	0,2—0,3	720—850 750—900
	2	1-я ступень 510 2-я ступень 540	20 40	0,35—0,45 0,4—0,5	720—800 750—850
40Х	1	500	25—30	0,2—0,3	500—610
40ХФА	2	500	45—50	0,4—0,5	610—700
18ХГТ					630—720

* Толщина слоя определяется методом измерения микротвердости на нетравленых шлифах с интервалом 0,05 мм. За толщину слоя принимается расстояние от наружной поверхности до зоны слоя с микротвердостью H_{50} 370 кгс/мм².

Таблица 9. Порядок подготовки деталей к ионному азотированию

Операции	Номер рисунка	Примечание
1. Обезжиривание	—	—
2. Предохранение поверхностей, не подлежащих азотированию, с помощью экранов	4 5 6	Зазор между деталью и экраном допускается не более 0,3—0,5 мм. Защитные экраны можно изготовлять из любой стали и использовать многократно
3. Сборка обрабатываемых деталей на приспособление	5 6	Рекомендуется изготовлять универсальную оснастку, служащую одновременно для подвески (размещения) деталей и для местной защиты их от азотирования. Необходимо равномерно распределять детали в рабочем пространстве камеры, причем расстояние между ними должно быть не менее 20—60 мм, а от внутренних экранов не менее 60 мм. Крюки для подвески необходимо изготовлять из жаропрочной стали
4. Установка приспособления с деталями в камеру печи	—	—
5. Закрепление термопары в детали или специальном образце-свидетеле	—	Осуществляется в соответствии с инструкцией на эксплуатацию установки ионного азотирования

Таблица 10. Необходимые операции, осуществляемые при ночном азотировании деталей

Операция	Давление, мм рт. ст.	Напряжение, В	Продолжительность	Примечание
1. Дополнительная очистка поверхности детали микродугами	0,01—0,5	200—250 начальное, 850—1000 в конце операции	0,5—4 ч	Продолжительность операции зависит от чистоты деталей и их числа. Температура детали в конце операции 200—250° С.
2. Катодное распыление металла с поверхности азотируемых деталей	0,1—1	850—1000	15—40 мин	Для нагрева деталей до температуры 300—400° С, обеспечивающей эффективное катодное распыление металла, при малой садке поддерживается давление порядка 1 мм рт. ст., а при большой садке — порядка 0,1 мм рт. ст. Температура деталей в конце операции на 30—50° С ниже температуры азотирования
3. Выход на заданную температуру азотирования	1—5,5	500—600	15—40 мин	1
4. Собственно азотирование (изотермическая выдержка)	4,5—5,5	Рабочее (350—550)	В зависимости от требуемой толщины слоя	Рекомендации по проведению этой операции приведены в табл. 11
5. Охлаждение деталей в камере до 150—200° С	0,1—0,5	Нет	1—2 ч	1

Примечание. Величина тока при операциях 1—4 зависит от давления, напряжения и массы садки и не должна превышать предельного значения, допускаемого инструкцией на эксплуатацию установки ионного азотирования.

Таблица 11. Основные технологические параметры процесса ионного азотирования деталей из различных сталей

Марка стали	Твердость поверхности HV_5	Твердость поверхности HRC *	Способ газового режима	Температура, °С	Ориентировочная выдержка (в ч) для получения слоя толщиной, мм 0,15—0,2	0,2—0,25	0,25—0,3	0,3—0,35	0,35—0,4
40Х	500—550	48—51	I, II	520	4—5	7—9	9—12	12—15	15—18
40ХФА	510—560	49—52	I	520	4—5	6—8	9—12	15—18	
			II	520	4—5	6—8	8—10	12—15	15—18
18ХГТ	620—670	55—58	I, II	530	4—5	6—8	9—12	15—18	
	550—600	51—54	I, II	550	3—4	4—5	6—8	9—12	15—18
30Х3МФ	700—760	59—62	I	530	4—5	6—8	9—12	15—18	
			II	530	4—5	5—7	6—8	9—12	15—18
38Х2МЮА	900—950	65—68	I, II	550	4—5	5—7	7—9	9—12	15—18

* Перевод твердости с HV_5 на HRC проведен по таблице, рекомендуемой в работе [4].

азотирования (давление, состав газа, температура и продолжительность выдержки) — в табл. 10.

Для получения равномерного слоя по всей поверхности детали, включая внутренние азотируемые поверхности, необходимо поддерживать максимально возможное рабочее давление. При этом разряд должен полностью облегать всю азотируемую поверхность, толщина катодной части разряда (толщина зоны максимального свечения) должна составлять 1—2 мм.

По газовому режиму процесс ионного азотирования можно проводить двумя способами.

I способ. На всем протяжении процесса в камеру подается предварительно диссоциированный аммиак (25% N_2 + 75% H_2). Подача в печь недиссоциированного аммиака недопустима, так как это вызывает неравномерный нагрев деталей.

II способ. Первый период процесса, составляющий его треть, проводят в диссоциированном аммиаке; второй период, составляющий две трети процесса, проводят в смеси азота (80—90%) с аммиаком (10—20%). Смешение азота с аммиаком проводится в диссоциаторе, нагретом до 600° С. Газ на выходе из диссоциометра имеет состав 70—80% N_2 и 30—20% H_2. Для деталей сложной формы рекомендуется проводить процесс ионного азотирования по второму способу, так как при этом распределение азотированного слоя по конфигурации детали более равномерное.

Основные технологические параметры процесса ионного азотирования выбирают в зависимости от требуемых твердости поверхности и толщины слоя с учетом марки стали, из которой изготовлена деталь (табл. 11).

Принципиальная схема установки для ионного азотирования приведена на рис. 7. К основным функциональным системам, входящим в установку, относятся анод (*3, 4, 7*), катод (*5, 6, 17*), система электропитания (*13 — 16*), вакуумная система (*10, 18*), система газоснабжения (*1, 2*), система измерения и регулирования температуры (*8, 9, 11, 12*).

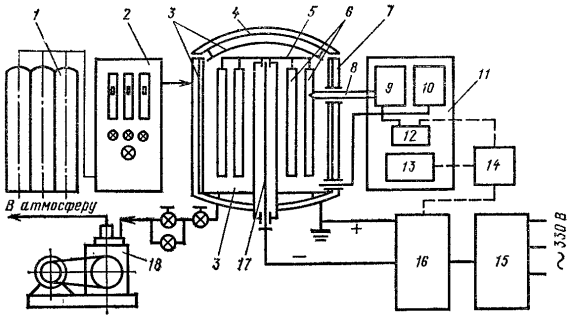


Рис. 7. Схема установки для азотирования в тлеющем разряде:
1 — газобаллонная станция; *2* — газоприготовительная установка; *3* — тепловащитный внутренний экран; *4* — водоохлаждаемая крышка; *5* — подвеска; *6* — азотируемые детали; *7* — водоохлаждаемая камера; *8* — специальная термопара; *9* — потенциометр; *10* — вакуумметр; *11* — пульт управления; *12* — высокоточный регулятор температуры; *13* — блок стабилизации разряда; *14* — регулятор напряжения; *15* — высоковольтный трансформатор; *16* — высоковольтный выпрямитель; *17* — изолированный центральный токоввод; *18* — насос

4. СТАБИЛИЗИРУЮЩАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Стабилизирующей термической обработке подвергают ответственные стальные и чугунные детали с целью обеспечения постоянства их формы и размеров при изготовлении, хранении, транспортировке, а также при длительной эксплуатации станков.

Операции стабилизирующей обработки стальных деталей подразделяют на несколько видов.

Отжиг, уменьшающий напряжения, проводится при температурах от 450 до 700° С для снижения остаточных напряжений, вызванных предшествующей горячей пластической или механической обработкой. Выполняется в заготовке или после черновой механической обработки или до упрочняющей термической обработки *.

Отпуск после закалки проводится при температурах от 150 до 680° С с целью приведения структуры в более равновесное состояние и снижения остаточных напряжений. Температура и продолжительность отпуска определяются требованиями к механическим свойствам материала и точности детали.

Отпуск стабилизирующий выполняется в процессе изготовления упрочненной детали для снижения и стабилизации остаточных напряжений, вызваных механической обработкой. Температура стабилизирующего отпуска должна быть ниже температуры отпуска после закалки на 20—30° С.

Обработка холодом проводится в интервале температур от —30 до —80° С, выполняется после закалки перед отпуском для снижения содержания остаточного аустеиита в структуре закаленной стали. Обработка холодом рекомендуется для стабилизации ограниченной номенклатуры деталей металлорежущих станков и главным образом для деталей высокой точности, испытывающих в процессе монтажа или эксплуатации воздействие низких температур.

Режимы и последовательность проведения стабилизирующей обработки для деталей, упрочненных различными методами, и место этих операций в технологическом маршруте изготовления зависят от жесткости и точности детали.

* Применяют также растяжение заготовок до пластической деформации 0,5—2%. Заготовки, имеющие значительное коробление перед отжигом или растяжением, рекомендуется выправлять поперечным изгибом [7].

Таблица 12. Показатель жесткости $K_ж$ для деталей различных категорий

Категория жесткости	Детали с формой поперечного сечения	
	круглой	некруглой
Высокая	$K_ж > 4{,}5$	$K_ж > 7{,}5$
Средняя	$2{,}5 < K_ж \leqslant 4{,}5$	$4{,}5 < K_ж \leqslant 7{,}5$
Малая	$0{,}8 < K_ж \leqslant 2{,}5$	$2{,}0 < K_ж \leqslant 4{,}5$

При оценке жесткости деталей в процессе их термической обработки условно используется показатель $K_ж$, определяемый по формуле

$$K_ж = 1000 \left(\frac{H}{L}\right)^2,$$

где H — преобладающий по длине детали наружный диаметр или наименьший характерный размер поперечного сечения детали; L — длина детали.

В зависимости от величины показателя $K_ж$ длиномерные детали разделены на три категории: высокой, средней и малой жесткостн.

Пределы величины показателя $K_ж$ приведены в табл. 12.

Примеры технологических процессов изготовления длинномерных деталей высокой точности разных категорий жесткости приведены в табл. 13—15.

Стабилизирующей обработке (старению) подвергают литые базовые детали из серого чугуна, самопроизвольное коробление которых в результате релаксации внутренних напряжений в процессе монтажа и эксплуатации влияет на точность и работоспособность станка.

Стабилизация размеров чугунных деталей предусматривает снижение напряжений в местах их концентрации, особенно около графитовых включений [6], а также упрочнение в этих участках металлической основы чугуна за счет пластической деформации.

В ЭНИМСе изучены и разработаны различные методы стабилизации чугунных деталей, где используется воздействие на отливку двух основных факторов — термического и силового [5].

При термическом воздействии температура нагрева и продолжительность выдержки выбираются таким образом, чтобы исключить структурные превращения, снижающие твердость чугуна, при силовом — величина силовых нагрузок не должна вызывать разрушение отливок.

Для стабилизации размеров чугунных базовых деталей используют как традиционные методы старения (низкотемпературный отжиг и естественное старение), так и более экономичные, разработанные и получившие развитие сравнительно недавно: метод термоударов, упрочняющее тепловое старение, метод статической перегрузки и вибрационное старение [11].

Характерные особенности термических методов и область их применения представлены в табл. 16, а основные технологические режимы — в табл. 17. Наиболее ответственные базовые детали станков высокой и особовысокой точности следует подвергать низкотемпературиому отжигу с последующей обработкой методами упрочняющего теплового старения или термоудара, а также методами вибрации или статического нагружения. Возможно также дважды применять естественное старение.

При назначении старения в технологическом маршруте изготовления деталей первая стабилизирующая операция назначается после черновой, а вторая —

Таблица 13. Пример технологического процесса термической обработки длинномерных деталей высокой точности (винтов, накладных направляющих и др.), упрочняемых объемной закалкой до твердости *HRC* 58—60

Операция термической обработки	Категория жесткости детали (см. табл. 12)	Марка стали	Температура нагрева, °С	Выдержка после прогрева, ч (не менее)	Условия охлаждения
Отжиг, уменьшающий напряжения (после черновой механической обработки)	Средняя	ШХ15СГ 7ХГ2ВМ	640—670	2	На воздухе
	Малая	7ХГ2ВМ		3	С печью до 400° С
Закалка (после основной механической обработки)	Все категории жесткости	ШХ15СГ	840—860	0,5	В расплаве солей при 170—190° С с добавлением 0,4—0,6% H_2O, далее на воздухе
		7ХГ2ВМ	860—870	0,75	На воздухе
Отпуск (после правки, проводимой в случае необходимости, в процессе охлаждения от температуры начала мартенситного превращения до температуры окружающей среды)	Все категории жесткости	ШХ15СГ 7ХГ2ВМ	190—210 210—230	6 10	На воздухе
Первый стабилизирующий отпуск (после получистовой механической обработки)	Высокая	ШХ15СГ 7ХГ2ВМ	170—180	6	То же
	Средняя	ШХ15СГ 7ХГ2ВМ		10	
	Малая	7ХГ2ВМ		18	
Второй стабилизирующий отпуск (после чистовой механической обработки)	Средняя	ШХ15СГ 7ХГ2ВМ	170—180	8	То же
	Малая	ШХ15СГ 7ХГ2ВМ		12	

Таблица 14. Пример технологического процесса термической обработки точных цементуемых деталей высокой и средней категории жесткости (червяков делительных пар, накладных направляющих и др. длиной не более 1200 мм) с твердостью поверхности *HRC* 58—62

Операция	Марка стали	Температура нагрева, °С	Выдержка после прогрева, ч (не менее)	Условия охлаждения
Отжиг, уменьшающий напряжения *	18ХГТ 12ХН3А	580—600	2	На воздухе
Цементация. Толщина слоя 1,4—1,8 мм (после основной механической обработки)	18ХГТ 12ХН3А	900—920	По стандартному режиму	
Отпуск высокий	12ХН3А	640—660	6	На воздухе
Закалка	18ХГТ 12ХН3А	840—850 780—800	0,5	В расплаве солей при 160—180° С, с добавлением 0,6—0,8% H_2O, далее на воздухе или в масле
Отпуск (после правки в случае необходимости)	18ХГТ 12ХН3А	180—210 180—200	3 4	На воздухе
Стабилизирующий отпуск (после получистовой механической обработки)	18ХГТ 12ХН3А	160—170	8 12	То же

* Для деталей высокой жесткости не назначается.

Таблица 15. Пример технологического процесса термической обработки длинномерных азотируемых деталей высокой точности (полых шпинделей, ходовых винтов и др.)

Операция	Категория жесткости детали (см. табл. 12)	Марка стали	Температура нагрева, °С	Выдержка после прогрева, ч	Условия охлаждения
Нормализация (после черновой механической обработки)	Высокая, средняя и малая	38Х2МЮА 30Х3МФ	930—950 870—890	0,7—1,0	На воздухе
Высокий отпуск	То же	38Х2МЮА 30Х3МФ	650—670 660—680	2,5—3,0	То же
Стабилизирующий отпуск (после основной механической обработки)	Средняя и малая	38Х2МЮА 30Х3МФ	600—630	3,0—4,0	То же
Стабилизирующий отпуск (после получистовой механической обработки)	Малая	38Х2МЮА 30Х3МФ	580—600	4,0—5,0	С печью до температуры 400° С, далее на воздухе
Азотирование (после чистовой механической обработки с припуском на окончательное шлифование не более 0,07 мм на одну сторону)	Высокая, средняя и малая	38Х2МЮА 30Х3МФ	По стандартному режиму		

Таблица 16. Термические методы стабилизации размеров чугунных литых деталей

Метод стабилизации	Характерные особенности метода	Рекомендуемая область применения
Низкотемпературный отжиг	Значительное (до 60—70%) уменьшение остаточных напряжений; разупрочнение материала деталей	Детали с высокими литейными напряжениями. В качестве первой стабилизирующей операции особо-точных деталей. Любые детали в случаях, когда другие, более экономичные методы по техническим причинам использовать не представляется возможным
Упрочняющее тепловое старение	Стабилизация пластически деформированного материала детали и повышение его релаксационной стойкости	Жесткие коробчатые детали станков повышенной точности массой до 500 кг, а также станков нормальной точности массой до 10 т, в том числе детали с закаленными поверхностями. В качестве дополнительной операции стабилизации маложестких деталей (после низкотемпературного отжига), в случае, если использование более экономичных методов (напримнер, статической перегрузки или вибростарения) не представляется возможным
Метод термоудара	Упрочнение и стабилизация материала детали за счет принудительной пластической деформации, вызываемой термическими напряжениями при быстром нагреве. Метод не применяется в случае наличия в отливке больших остаточных напряжений	Жесткие детали типа станин координатно-расточных и зубообрабатывающих станков. Корпуса коробок и других коробчатых деталей средних размеров. Маложесткие детали, в случае когда применение методов статической перегрузки и вибростарения не представляется возможным
Естественное старение	Релаксация напряжений в местах их наибольшей концентрации и упрочнение этих участков за счет пластической деформации, создаваемой температурными колебаниями воздуха. Общее снижение уровня остаточных напряжений невелико и составляет 2—10%	В качестве дополнительной операции для деталей станков высокой точности после интенсивной стабилизации другими методами. В качестве самостоятельной операции в случаях, когда по техническим причинам использование других методов стабилизации не представляется возможным

Таблица 17. Режимы стабилизирующей термической обработки чугунных литых деталей

Метод стабилизации	Режимы стабилизирующей обработки	Общая продолжительность обработки, ч	Припуск на последующую механическую обработку, мм
Низкотемпературный отжиг	Температура нагрева $t_н$ для деталей из чугуна: СЧ 36—56 — 620° С; СЧ 32—52 и СЧ 28—48—570° С; СЧ 21—40—550° С. Допускаемые отклонения от $t_н$ ±15° С. Время выдержки после достижения в печи $t_н$ — 1,5 ч на каждые 25 мм наибольшей толщины детали в данной садке (но не менее 3 ч)	24—48	1,5
Метод термоудара	Температура нагрева $t_н = 400 \div 600$° С. Допускаемые отклонения от $t_н$ ±30° С. Время выдержки минимальное. Детали загружаются в печь, нагретую до требуемой температуры, продолжительность загрузки не более 3 мин	0,2—0,6	2—5
Упрочняющее тепловое старение	Температура нагрева $t_н = 250 \pm 30$° С, для деталей, закаленных поверхностно, $t_н = 180 \pm 15$° С. Скорость нагрева не более 150° С/ч. Время выдержки 5 ч. Для деталей, не подвергаемых поверхностной закалке, время выдержки может быть увеличено. Охлаждение на воздухе	6—15	0,5—1,5
Естественное старение	Вылеживание на открытом воздухе длительностью не менее трех месяцев для деталей станков нормальной точности; шести месяцев для деталей станков повышенной точности. Детали более точных станков подвергаются естественному старению дважды, продолжительность первого старения — шесть месяцев, второго — три месяца. В отдельных случаях продолжительность второго старения может быть сокращена до 0,5 мес.	0,5—12 мес.	0,5—1,5

после получистовой операции механической обработки по всем обрабатываемым плоскостям. Старение литых чугунных деталей до механической обработки не обеспечивает их стабилизации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Бирюкова В. Н.** Охлаждающая способность расплавов солей и щелочей, содержащих воду. — Металловедение и термическая обработка металлов. 1967, № 11, с. 58.
2. **Ионное** азотирование конструкционных сталей/Г. А. Солодкин, Э. С. Цырлин, А. С. Зотьева, В. Е. Курдюмова. — Технология производства научной организации труда и управления, 1978, № 12, с. 19—23.
3. **Коновалов А. С., Рубина Е. Э., Бровина М. Ю.** Закалка деталей с охлаждением в расплаве солей/Под ред. А. Я. Новиковой. М.: ОНТИ ЭНИМС, 1976, 23 с. (Рекомендации по применению в станкостроении).
4. **Кальнер В. Д., Шор Ф. И.** Переводные таблицы твердости. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1977, № 9, с. 59.
5. **Коцюбинский О. Ю.** Стабилизация размеров чугунных отливок. М.: Машиностроение, 1976. 296 с.
6. **Коцюбинский О. Ю., Оберман Я. И.** Влияние графитовых включений на пластическую деформацию и коробление чугунных отливок. — Литейное производство, 1967, № 4, с. 32—38.
7. **Коцюбинский О. Ю., Творогова Р. С., Рубина Е. Э.** Правка растяжением стальных заготовок типа стержней. — Станки и инструмент, 1976, № 5, с. 34—35.
8. **Малинкина Е. И., Ломакин В. Н.** Прокаливаемость стали. М.: Машиностроение, 1969. 178 с.
9. **Руссиновский И. П., Лозинский М. Г.** Интенсификация процессов поверхностной закалки стальных и чугунных деталей при высокочастотном индукционном нагреве под слоем жидкости. — Вестник машиностроения, 1966, № 8, с. 59—60.
10. **Сергеева Н. М., Калинин А. Т., Аграновский Г. А.** Опыт промышленного опробования и внедрения автоматического регулирования концентрации углерода в диффузионном слое при цементации и нитроцементации. — В кн.: Автоматизация процессов химико-термической обработки. М.: МДНТП, 1967, с. 55—68.
11. **Современные** высокопроизводительные методы старения чугунных деталей металлообрабатывающих станков/А. М. Герчиков, Г. А. Адоян, О. Ю. Коцюбинский и др. М.: ОНТИ ЭНИМС, 1975. 37 с. (Рекомендации по применению).

Глава 18

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В АВТОМОБИЛЕСТРОЕНИИ

Современное автомобильное производство представляет сложный комплекс самостоятельных агрегатных заводов, объединенных в своей конечной цели сборочными конвейерами. Компоновка вновь создаваемых крупных автомобильных объединений созвучна корпусной системе автозаводов, созданных в 20—30-х годах, поэтому представленная на рис. 1 обобщенная схема цехов, отделений или участков термической обработки может считаться единой для всех автомобильных предприятий. Целесообразно выделять термическую обработку в моторном производстве, при изготовлении коробок перемены передач, редукторов ведущих мостов, деталей осей, а также деталей крепежа и нормалей. Как правило, выделена также термическая обработка во вспомогательных цехах, и в первую очередь, в инструментальных. Выделение термической обработки в самостоятельные цехи объясняется значительно большей длительностью технологических процессов термической обработки, не синхронизирующихся с потоком механосборочного производства. Вместе с тем создание новейших методов термической обработки с упрочнением в процессе нагрева токами высокой частоты (ТВЧ), с использованием, например, энергии лазера, взрыва, позволяет вписать технологические операции термической обработки в единый поток производства тех или иных деталей, а иногда и всех деталей агрегата или узла. Например, все детали карданных валов автомобилей ЗИЛ термически упрочняются в потоке обработки резанием.

Технология термической обработки может быть выбрана самой разнообразной исходя из конкретных производственных условий с учетом их экономической эффективности. Последняя определяется объемом или масштабом производства, его энерговооруженностью, составом имеющегося оборудования и другими факторами. Однако изложенный выше принцип агрегатной термической обработки в автоматизированных цехах должен быть унифицирован также по технологическим процессам основных деталей: нормализации, улучшению, цементации, азотированию и т. д. Это является дополнительным условием в компоновке термических цехов и агрегатов внутри них.

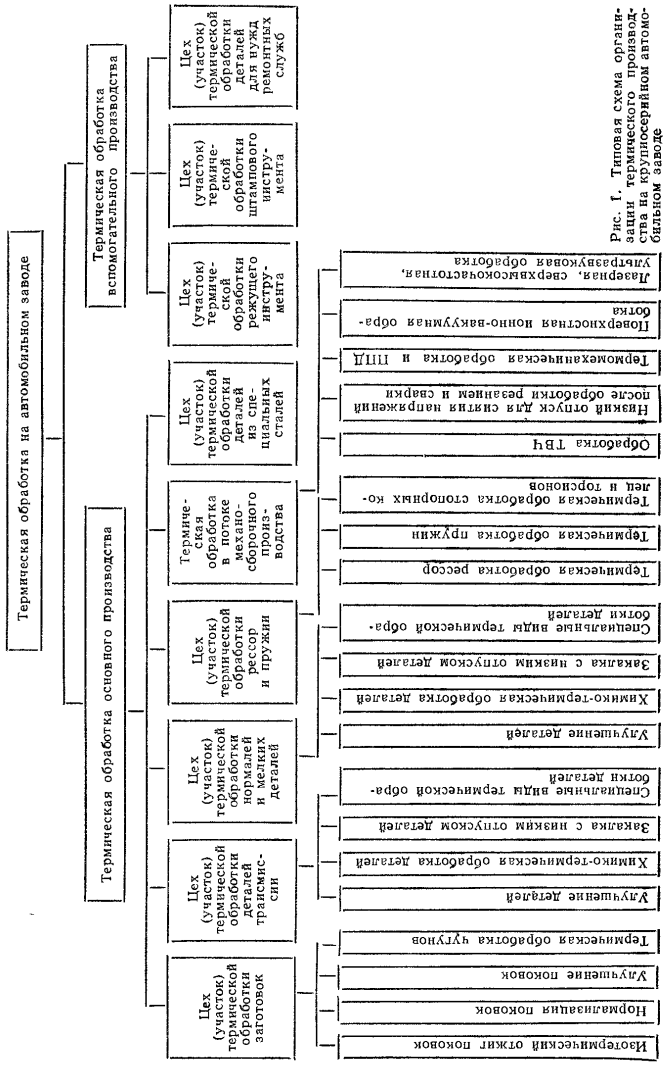


Рис. 1. Типовая схема организации термического производства на крупносерийном автомобильном заводе

1. КОНТРОЛИРУЕМЫЕ АТМОСФЕРЫ

Одним из основных параметров при разработке технологий термической обработки, обеспечивающих требуемые свойства готовой продукции, является состав атмосферы, в которой обрабатываются детали. Использование контролируемых атмосфер позволяет сохранять требуемый состав поверхности сплава после его нагрева, выдержки и охлаждения или насыщать ее углеродом, азотом, кислородом, водородом, металлами совместно или раздельно в зависимости от поставленных задач. В связи с этим атмосферы подразделяют на насыщающие и защитные. Первые обычно используют при цементации, нитроцементации, карбонитрировании, азотировании, вторые — при спекании, улучшении, нормализации, отжиге, пайке. В обоих случаях атмосферы включают газ-носитель (N_2, CO_2, H_2) и активный газ (C_2H_2, C_2H_6, NH_3). Наиболее распространенные в автостроении наполнители атмосферы, их основной состав и назначение представлены в табл. 1. Активные газы при нагреве под закалку и отжиг обычно добавляют в пределах 0,2—15%; для температур до 900—925° С их содержание не превышает 10%, а для процессов, происходящих при температурах 1000—1100° С, нижний предел их содержания не менее 1%. В последнее время начали использовать атмосферы, получаемые непосредственно в рабочем пространстве печи за счет введения в нее некоторых органических соединений. В этом случае специальными приборами необходимо контролировать не только основной состав атмосферы по заданному углеродному потенциалу, но и влажность и давление в печи. В США также отмечается тенденция замены атмосфер, приготовляемых методом сжигания природного газа, азотными атмосферами [8].

В общем случае использование контролируемых атмосфер возможно в виде двух основных схем: централизованной и автономной. Первая обеспечивает подачу единого состава через кольцевую магистраль во все действующие в цехе печи, а вторая — работает в системе генератор — печь. Практика использования обеих систем показала, что в условиях массового и крупносерийного производства наиболее эффективна и целесообразна централизованная схема питания термических печей. Последнее связано не только со значительными преимуществами, вызванными меньшими капитальными затратами на строительство и эксплуатацию таких систем, а также лучшими возможностями обеспечения техники безопасности и условий труда, но и с пересмотром в последние годы традиционных технологических процессов цементации и нитроцементации, проводимых при постоянном углеродном потенциале атмосферы.

Разработанные комбинированные схемы насыщения требуют позонного потенциала, пониженного или повышенного в зависимости от требований технологии. Следовательно, основное преимущество автономной схемы питания термического оборудования контролируемыми атмосферами — высокая точность состава подаваемой атмосферы и возможность ее регулирования — либо теряется, либо требует автономного питания уже в каждой зоне, что экономически может оправдываться только в специальных условиях мелкосерийного или индивидуального производства. Вместе с тем разработка многозонных печей с типовыми зонами по углеродному потенциалу в условиях крупносерийного и массового производства в автомобильной промышленности оправдывает двухпотенциальную или даже трехпотенциальную кольцевую систему питания. Это необходимо учитывать при проектировании нового или реконструкции действующего производства. В условиях изменения производственных процессов единая централизованная система питания из кольца может быть дополнена добавлением к газуиосителю углеводородных, азотсодержащих или окислительных газов в требуемые зоны соответствующих автоматизированных линий термической обработки тоже по индивидуальным централизованным системам питания. Основные характеристики генераторов, целесообразных для питания в кольцевой системе и создающих эндотермическую или экзо-эндотермическую атмосферы, приведены в гл. 6.

Роль и значение контролируемых атмосфер по мере совершенствования технологии термической обработки и механосборочного производства непрерывно возрастают, особенно при переходе на изготовление автомобильных деталей из порошковых материалов, методом холодной высадки. В этом случае не

Таблица 1. Основные наполнительные атмосферы в контролируемых процессах

Атмосфера	Основной состав, %					Основные области применения				
	H_2	CO	CO_2	N_2	NH_3	Низкоуглеродистые и низколегированные стали	Средне- и высокоуглеродистые конструкционные стали	Инструментальные стали	Коррозионно-стойкие и теплостойкие стали
Эндогаз	40	20	< 1	40	—	Цементация, спекание, светлый отжиг, твердая пайка	Защита от обезуглероживания, светлая закалка, светлый отжиг, твердая пайка	Цементация, светлая закалка, светлый отжиг	Наполнитель при азотировании и дезазотировании
Экзо-эндо-атмосфера	20	20	< 1	60	—	То же	То же	То же	То же
Экзогаз	20	10	5—10	60—70	—	Светлый отжиг, спекание	Защита от обезуглероживания, спекание	Светлый отжиг	Спекание, светлый отжиг, закалка
Бедный экзогаз (азотная атмосфера)	1—10	< 1	< 0,1	85—95	—	Защита от обезуглероживания и загрязнения продуктами реставрационный отжиг поковок, твердая пайка	Защита от обезуглероживания металлургических полуфабрикатов, реставрационный отжиг поковок	Реставрационный отжиг поковок	1
Водородно-аммиачные атмосферы	75	0	0	25	1	Светлый отжиг, спекание, обезуглероживание	—	Спекание	Спекание
	50	0	0	50	—	Азотирование	Азотирование	Азотирование	Азотирование
Водородная атмосфера	> 99	< 0,1	< 0,1	—	—	Спекание, светлый отжиг, твердая пайка	Спекание, светлый отжиг, твердая пайка	Спекание	Спекание

только окончательная термическая обработка, но и все виды промежуточной или предварительной термической обработки полуфабрикатов и заготовок становятся невозможны без использования контролируемых атмосфер. Следует, однако, помнить, что эффективность использования контролируемых атмосфер определяется не только стабильностью и точностью регулирования их параметров в генераторе, но и точностью поддержания заданных технологических параметров в самом печном агрегате.

2. ЗАКАЛОЧНЫЕ СРЕДЫ

Вторым важнейшим условием при разработке технологического процесса термической обработки является выбор среды и способа охлаждения деталей. При этом учитываются необходимость получения максимальных значений прочностных свойств в поверхностном слое и в сердцевине изделия с учетом предупреждения образования трещин и минимальной деформации. Последнее является определяющим в условиях автомобильного производства, так как большинство шестерен коробок перемены передач, раздаточных коробок, редукторов ведущих мостов после термической обработки не шлифуют по зубу.

Косвенным критерием для технологической оценки различных закалочных сред обычно служит скорость охлаждения в наиболее ответственных температурных интервалах: в интервале минимальной устойчивости переохлажденного аустенита и в интервале мартенситного превращения (точнее в его верхней части), причем сочетание высоких скоростей охлаждения в первом интервале с низкими во втором дает оптимальное решение. Высокие скорости охлаждения в температурном интервале мартенситного превращения могут быть компенсированы ведением процесса охлаждения при закалке так, чтобы температура поверхности изделия при пузырьковом кипении примерно совпадала с температурой начала мартенситного превращения. Достичь этого можно, используя повышенное давление или специальные присадки органических соединений.

В отечественном автомобилестроении успешно используют закалочные водные растворы с добавками полимеров: ЗСП-1 (Ярославский моторный завод) на водном растворе полиакриламида; раствор модифицированной целлюлозы (АЗЛК), по характеру охлаждающей способности сходный с аквапластом, разработанным в ГДР, и др. Однако у всех названных сред имеется серьезный недостаток, вызванный резким изменением растворимости полимеров при незначительных колебаниях температуры, вследствие чего происходит резкое изменение охлаждающей способности. Поэтому указанные среды в автостроении применяют для закалки деталей с малым запасом теплоты, охлаждаемых индивидуально, например при закалке с нагревом ТВЧ.

Более широкие возможности представляет использование повышенного давления. В США охлаждение под давлением в среде азота используют для различной объемной термической обработки, а также при охлаждении в потоке газов H_2, N_2, Ar, He после нагрева в вакууме, что наиболее эффективно для получения высокоточных шестерен и валов [9]. Эти способы охлаждения успешно применяют для 10—15% ответственных деталей в автостроении, в частности для большинства деталей, полученных спеканием из порошка. Избыточное давление может быть создано и при охлаждении потоком воды в зазоре между деталью и охлаждающим устройством. Такие охлаждающие устройства применяют при закалке осевых деталей: полуосей автомобилей, шлицевых втулок карданного вала и даже некоторых типов цилиндрических шестерен [6]. Получение в этом случае сверхвысоких скоростей охлаждения на поверхности за счет устранения пленочного и пузырькового охлаждений обеспечивает резкое снижение температурного перепада в разных частях охлаждаемой детали и, как следствие, снижение склонности к образованию трещин при закалке в случае высокой закаливающей способности среды. В качестве примера в табл. 2 приведены реальные скорости охлаждения и перепады температур в шлицах полуосей автомобилей средней грузоподъемности (5—10 т) при различных условиях охлаждения. Очевидно, что минимальный перепад температур обеспечивает и минимальную склонность к образованию трещин. В этом смысле охлаждение в масле и потоком воды со скоростью 25 м/с идентичны, но в первом случае закаливаются на мартенсит с твердостью ~*HRC* 60 легированные стали с 0,4% С, а во втором — обычные углеродистые стали марки 58 или 47ГТ.

Таблица 2. Влияние условий охлаждения на температурные перепады шлицевых соединений

Способы охлаждения	Средний расход воды, л/с	Средняя скорость воды в зазоре, м/с	Δt, °С	Скорость охлаждения, (°С/с), в интервале температур, °С	
				700—500	300—150
Погружение в масло	—	—	60	110/70	2,7/3,4
Погружение в спокойную воду	—	—	425	1550/175	420/85
Поток воды в зазоре	0,5	0,7	500	430/130	690/140
	2,5	3,4	510	980/240	980/300
	5	6,7	450	2000/400	1200/330
	7	9,3	350	4900/800	1680/420
	10	13,5	225	11000/7000	2040/720
	17	22,9	70	26000/19000	2300/790
	20	27,0	50	28000/20000	2550/840

Примечания. 1. В числителе дана скорость охлаждения по вершине шлица, в знаменателе — по впадине.
2. Δt — перепад температур у вершины и впадины шлицев при температуре вершины 150° С.

Несмотря на большие возможности в использовании воды и водных растворов в качестве охлаждающих сред при закалке для большинства высокопроизводительных агрегатов проходного типа, в которых одновременно охлаждается группа сложных по геометрии деталей из легированных сталей после цементации, нитроцементации и других процессов, универсальной охлаждающей средой является масло. Наиболее распространены в отечественном автостроении масла МС-20, И-50А и МЗМ-120, основные физико-химические свойства которых рассмотрены в гл. 7.

Бо́льшая вязкость и меньшие скорости охлаждения обеспечивают и меньшую склонность к деформации многих деталей. Это особенно заметно при повышении температуры закалочного масла в интервале от 120—140 до 160—180° С. Именно поэтому при закалке после цементации и нитроцементации применяются масла МЗМ-120 и МС-20, которые имеют преимущество перед маслом И-50А в указанном интервале температур. Использование масла И-50А менее желательно и для обработки больших садок (>100 кг) из-за пониженной температуры вспышки. При закалке в холодное масло можно использовать более дешевые масла типа веретенного с пониженной температурой вспышки. Следует отметить малую склонность к старению масел МС-20, что позволяет длительное время работать без смены масла в охладительной системе, только добавляя какое-то его количество для сохранения общего объема масла. Последнее имеет важное практическое значение в крупных цехах с централизованной системой охлаждений и аварийного слива.

3. ОБРАБОТКА СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК*

Термическая обработка стальных заготовок в автостроении сосредоточена в кузнечных, метизных и литейных цехах или корпусах; при применении ее преследуют две основных цели: создать структуру заготовок, обеспечивающую

* В гл. 8 представлены материалы о предварительной термической обработке, применяемой как для улучшения технологических свойств, так и свойств изделий уже в процессе окончательной термической обработки. Там же приведены режимы предварительной термической обработки для улучшения штампуемости и обработки резанием, для снижения склонности к росту зерна и короблению при окончательной термической обработке.

высокопроизводительную обработку резанием, холодной высадкой или штамповкой; создать требуемые в соответствии с чертежом свойства детали. Четыре основных технологических процесса: нормализация, отжиг, изотермический отжиг и улучшение — исчерпывают практически все нужды заготовительных цехов. Термическая обработка заготовок проводится в автоматизированных агрегатах по всему циклу без перегрузки. Поэтому цех термической обработки заготовок целесообразно создавать из линий нормализации, изотермического отжига и улучшения. При значительных объемах улучшаемых деталей формируют раздельные линии улучшения с закалкой деталей в воде и масле, а агрегаты для нормализации дополняют печами высокого отпуска. В зависимости от вида термической обработки, размера, массы и конфигурации заготовок агрегаты выполняют толкательно-толкательными, толкательно-конвейерными или конвейерно-конвейерными. В толкательных агрегатах детали перемещаются на поддонах, в конвейерных — навалом. В большинстве случаев агрегаты для нормализации и изотермического отжига выполняют толкательными. Наиболее целесообразно использование двух и даже трех агрегатов. В этом случае агрегат нормализации практически универсален, а агрегаты улучшения или изотермического отжига унифицированы по температуре нагрева под закалку. Выдержка различных по массе деталей регулируется независимо темпом толкания в каждом ряду.

Для ответственных деталей (шатуны, крышки шатуна, цапфы, поворотные кулаки и др.), подвергаемых окончательному упрочнению термообработкой, особенно важно отсутствие в структуре избыточного феррита, образующегося из-за малой устойчивости переохлажденного аустенита в углеродистых и низколегированных сталях. Поэтому высокотемпературные печи должны быть снабжены специальными выталкивателями поддонов в закалочный бак, позволяющими предельно снизить подстуживание нагретых заготовок. Для сталей, склонных к проявлению отпускной хрупкости, а также в целях повышения усталостной прочности окончательно обрабатываемых деталей, не подвергаемых упрочнению дробью, целесообразно выполнять ускоренное охлаждение после отпуска в водовоздушной среде или в воде.

В табл. 3—5 приведены типовые технологические режимы термической обработки для некоторых деталей автомобиля, упрочняемых в заготовках или подвергаемых впоследствии окончательной термической обработке. Анализ приведенных данных показывает возможность и целесообразность универсализации режимов предварительной обработки для различных по материалам и массе деталей.

В тех случаях, когда для успешной последующей обработки необходимы специальные требования к структуре или свойствам детали, строго оговаривается не только режим нагрева, но и порядок укладки деталей, сужается допустимый интервал колебания контролируемых свойств. Например, для стали 45 после нормализации при загрузке деталей навалом интервал твердости *НВ* 156—217, а при специальной укладке — *НВ* 170—217; при улучшении стали 40Х при загрузке деталей навалом твердость *НВ* 241—289, а при укладке их в один слой *НВ* 255—285.

В ряде случаев рационально использовать вместо легированных углеродистые стали, но с закалкой их в эмульсии — это позволяет несколько повысить свойства, что особенно заметно на деталях из сталей 35, 40 и 45, когда масса поковок >10 кг. Так, тяга сошки руля массой 8,08 кг автомобиля грузоподъемностью 8—10 т после закалки в воде от температур 830—860° С и отпуска при 560±20 имеет *НВ* 207—241, а вилка массой 12,1 кг того же автомобиля после аналогичного режима отпуска, но при закалке в водном растворе $CaCl_2$ имеет *НВ* 217—255. Для ответственных деталей, упрочняемых в заготовках и не подвергаемых обработке резанием в рабочих сечениях (шатуи, крышка шатуна, болт шатуна, колесные шпильки, поворотные кулаки и др.), процесс нагрева под закалку следует проводить в защитной или нейтральной атмосферах. Наибольшее распространение получили эндоатмосферы и атмосфера, состоящая из 90% N_2 и 10% H_2.

Изотермическому отжигу подвергают шестерни коробок перемены передач, редукторов ведущих мостов, валы ответственного назначения с большим объемом обработки резанием. Важнейшим параметром изотермического превращения

Таблица 3. Примеры типовых автомобильных деталей, подвергаемых нормализации или нормализации с высоким отпуском из заданный уровень твердости (или прочности)

Марка стали	Детали	Масса деталей, кг	Режим термической обработки			Контроль твердости	
			Температура нагрева под нормализацию, °С	Способ загрузки деталей	Температура отпуска, °С	Уровень твердости *НВ*, кгс/мм²	% контроля
20	Вилки, угольники, крюки, гордовины, рым-болты	0,1—1,5	880—920	Укладка	—	126—156	5
			900—920	Навалом	—	105—149	5
30	Наконечники	2,5—3	860—890	Навалом	—	126—176	5
35	Фланцы, кронштейны, корпуса рычагов, проушины, вилки, угольники, тройники, рычаги нажимного диска ручного тормоза, накладки стремянок и др.	2—6,5	850—880	Навалом	—	137—179	2—5
				Укладка	—	156—196	2—5
		0,1—0,5	850—880	Навалом	—	156—217	2—5
	Винты, валы, колонки, тяги, оси	0,5—10	860—890	Укладка или навалом	—	156—217	5
40	Гайки, крышки, опоры	0,5—1,5	850—880	Навалом	—	156—229	5
45	Губки, сухари, гайки, кольца, наконечники, тяги, втулки, вилки, головки штоков, рычаги, оси петель, кулаки и др.	0,5—4	830—870	Навалом	—	156—217	5
				Укладка	—	170—217	5
	Распределительные валы, вилки выключения сцепления, сухари кронштейнов, подкладки стремянок и др.	1—10	850—870	Укладка	—	163—197	2

Продолжение табл. 3

Марка стали	Детали	Масса деталей, кг	Режим термической обработки			Контроль твердости	
			Температура нагрева под нормализацию, °С	Способ загрузки деталей	Температура отпуска, °С	Уровень твердости *НВ*, кгс/мм²	% контроля
45	Кожуха полуосей	25—30	850—870	Укладка	—	179—229	10
	Коленчатые валы	50—60	880—900	Укладка	—	163—197	10
58	Крестовины	1—1,5	840—870	Навалом	—	170—229	5
47ГТ	Полуоси	20—25	870—900	Укладка	—	163—229	10
20Х	Оси	0,5—1	850—880	Навалом	—	170—229	5
40Х	Рычаги	2—2,5	840—870	Укладка	—	187—241	5
	Цапфы поворотных кулаков, червяки редукторов лебедок	10—15	840—870	Укладка	—	187—241	2
12ХН3А	Шаровые пальцы, шестерни	1—2	860—900	Навалом	650—700	156—207	5
	Шестерни ведущие	2—2,5	850—870	Навалом	630—670	192—241	5
20ХГНТР	Крестовины	2—2,5	880—920	Навалом	600—650	156—207	5
25ХГНМ	Крестовины	1—1,5	870—900	Навалом	600—650	156—207	5
38Х2МЮА	Валы	1—1,5	840—870	Навалом	650—700	192—241	5
40ХГТР	Валы ведущие	7—8	850—880	Навалом	650—700	≤255	5

Таблица 4. Примеры автомобильных деталей, подвергаемых изотермическому отжигу

Марка стали	Деталн	Масса деталей, кг	Режим термической обработки			Контроль твердости	
			Температура нагрева под аустенизацию, °С	Температура изотермической выдержки, °С	Способ загрузки деталей	Уровень твердости *НВ*, кгс/мм²	% контроля
15ХФ	Шестерии	2—3	900—920	620—660	Укладка	143—187	5
15ХГН2ТА	Мелкие детали (головкн, кольца, рычаги, шестерии и др.)	0,1—1	900—940	620—660	Навалом	156—207	5
	Каретки, муфты, втулкн, кольца, рычаги, наконечники и др.	1—10	900—940	620—660	Укладка	156—207	5
	Валы первичные КПП	10—11	930—950	630—650	Укладка	156—207	5
	Шестерни, блоки шестерен	5—15	900—940	620—660	Укладка	156—207	5
	Валы	20—25	900—940	620—660	Укладка	156—207	5
18ХГТ	Крестовины, сателлнты	0,2—2,5	900—940	620—660	Навалом	156—207	5
	Шестерии	1—2	930—950	620—660	Навалом	156—207	5
20Х2Н4А	Валы сошки рулевого управления, шестерни ведущих мостов конические	3—5	950—970	630—660	Укладка	156—229	10
	Кулаки полуосей переднего моста	7—8	950—970	630—660	Укладка	156—229	100
	Полуоси переднего ведущего моста	10—15	950—970	630—650	Укладка	156—229	100
25ХГМ	Шестерни КПП	4—5	900—920	650—670	Укладка	156—207	2
	Валы промежуточные КПП	7,5—8,5	900—920	650—670	Укладка	156—207	2
25ХГНМ	Сателлнты	0,1—1	900—940	620—640	Навалом	156—217	5
	Муфты шестерен	1—2	900—940	620—640	Навалом	156—217	5
25ХГНМТ	Шестерни ведущих мостов цилиидрические	6—14	900—920	650—670	Укладка	156—207	2
	Зубчатые колеса ведущих мостов	3—30	900—940	620—650	Укладка	156—217	5

Таблица 5. Материалы и режимы термической обработки автомобильных деталей, подвергаемых улучшению на заданный уровень прочности

Твердость	Марка стали	Режим термической обработки				Детали	Масса деталей, кг
		Закалка		Отпуск			
		Температура нагрева, °С	Среда охлаждения	Температура, °С	Среда охлаждения		
HB 207—241	35	850—880	Раствор $CaCl_2$ в воде	500—550	Воздух	Вилки, крюки, проушины, опоры, фланцы	0,5—5,0
			Вода	560—600	Воздух	Стяжки кронштейна	10,0
	40	830—870	Вода или раствор $CaCl_2$ в воде	530—580	Воздух	Фланцы Цапфы	5,0 14,0
	45	830—860	Вода	530—570	Воздух	Тяги сошки	8,0
		800—820	Вода 40—45° С	610—640	Воздух	Ось балансирной подвески	44,0
	50	820—850	Раствор $CaCl_2$ в воде	560—600	Воздух	Крюки	9,5
	40Р	880—900	Масло	600—630	Вода	Шатуны	1,0—1,5
HB 217—255	35	830—840	Вода 15—30° С	580—610	Воздух	Крюки буксирные	—
	45	830—860	Вода	540—580	Воздух	Штоки рычага	1,0
			Раствор $CaCl_2$ в воде	550—600	Воздух	Вилки	8,5—12,0
	40Р	880—900	Масло	580—600	Вода	Шатуны	1,0—1,5
HB 229—255	40Х	850—870	Масло	650—680	Воздух	Цапфы поворотного кулака	13,5
HB 229—269	60ХФА	850—870	Масло	670—690	Воздух	Коленчатые валы дизельных двигателей	—
	35	830—840	Вода 15—30° С	560—590	Воздух	Шестерни распределительные колеивала	—
	45	830—860	Вода или вода + раствор $CaCl_2$	550—570	Вода	Фланцы, шестерни Передние оси	0,8—3,2 59,0

HB 241—286	45	830—860	Масло ИС-12, ИС-20	540—560	Эмульсия	Валики водяного насоса	до 1,0
	35Х	840—870	Масло	500—550	Воздух	Шестерни	2,0
	38ХМА	840—860	Масло	600—650	Воздух	Полумуфты	1,0
	40Х	780—820	Вода 50—60° С	650—680	Воздух	Кулаки поворотные	16,0
		840—870	Масло	550—600	Вода	Сошки, стремянки, валы колонки ведомые	2,0—6,0
			Масло	610—640	Воздух	Тяги поперечины	12,5
	40ХН	840—860	Масло	550—600	Воздух	Вилки	до 0,2
	40ХН2МА	840—860	Масло	570—600	Воздух	Шатуны	6,0
	40ХГТР	830—860	Масло	580—620	Вода	Ступицы, валы	1,0—8,0
HB 255—302	40Х	850—870	Масло	590—620	Вода	Валы карданные основные	5,0
			Масло	610—640	Воздух	Тяги рулевого управления	10,0
HB 285—302	40Х	850—870	Масло	610—640	Воздух	Ступицы ведомого диска	1,0
HB 255—321	40Х	840—860	Масло	500—550	Воздух	Чашки, рычаги, кулаки поворотные	3,5—22,0
HRC 28—33	45	840—860	Масло ИС-12, ИС-20	450—500	Эмульсия	Штанги толкателя клапана	0,1
HRC 30—40	45	840—860	Масло МС-20 180±10° С	450—500 электропресс	Воздух	Кольца демпфера сцепления	0,3
HRC 35—45	50	840—860	Масло МС-20 180±10° С	450—500 электропресс	Воздух	Диски ведомые сцепления	1,1
HRC 38—42	45	830—850	Вода	420—440	Вода	Втулки распорные, шайбы регулировочные	0,1—0,2
HRC 42—48	45	830—850	Вода	390—410	Вода	Вкладыши балансирной подвески	0,1

является скорость охлаждения от температуры аустенитизации до температуры изотермической выдержки. Это охлаждение осуществляется в специальных камерах с интенсивной рециркуляцией атмосферы. Практика показала, что нелегированные стали с содержанием 0,4—1,0% С целесообразно подвергать изотермическому отжигу в сечениях диаметром или толщиной до 12 мм, а легированные стали, используемые в автостроении, в зависимости от содержания и вида легирующих элементов — в сечениях диаметром или толщиной до 40 мм. Поскольку изотермический отжиг в большинстве случаев предназначен для улучшения обрабатываемости резанием, то можно успешно обрабатывать шестерни коробок перемены передач, редукторов ведущих мостов, шлицевые валы с глубинами резания 5—15 мм на сторону (см. табл. 4).

Для легированных сталей, где слишком интенсивное переохлаждение приводит к образованию бейнитных структур в поверхностных слоях, что значительно затрудняет резание, целесообразно проводить нормализацию с высоким отпуском. Типичные примеры таких режимов приведены в табл. 3.

Некоторые автомобильные детали изготовляют из высоколегированных или инструментальных сталей, поставляемых в виде горячекатаного проката и непригодных для обработки резанием. В этом случае их подвергают смягчающей термической обработке. Оптимальные параметры такой обработки для некоторых используемых в автостроении специальных сталей приведены в табл. 6. Для обработки высоколегированных сталей, включающей разнообразные термические операции с широким диапазоном температур нагрева под закалку (до 1100° С для коррозионно-стойких сталей, используемых в тормозной аппаратуре или деталях карбюраторов), целесообразно использовать механизированный комплексный агрегат, состоящий из нескольких (обычно 4—5) отдельных камерных

Таблица 6. Режимы термической обработки заготовок из легированных или инструментальных сталей, используемых для изготовления некоторых автомобильных деталей

Марка стали	Твердость в горячекатаном состоянии (среднее значение) *HB*	Режим термической обработки (температура, °С, время выдержки, ч)	Твердость после термической обработки (среднее значение) *HB*	Примеры использования
60С2	305	680—700 (4—6)	220	Рессорно-пружинное производство
45ХФ 50ХФ	290—300	680—700 (3—5)	225	Шоферской инструмент
ШХ15 *	390	780—800 (1—2) 700—720 (1—1,5)	180	Статор гидроусилителя руля
18Х2Н4МА 20ХН3А	440 320	650—680 (3—5) 680 (2—4)	240 210	Детали трансмиссии
Р18 *	600	880—890 (1—2) 740—760 (4—6)	240	Лопасти насоса
У8 У10, У12 ХВГ *	250 300 550	740—750 (2—4) 760—780 (1) 780 (1) + 680 (2—4)	180 190 250	Мелкие детали топливной и тормозной аппаратуры

* Изотермический отжиг.

печей для нагрева под закалку, изотермическую выдержку и отпуск, с несколькими закалочными баками и моечной машиной, подобно установленным на ВАЗе.

Несмотря на то, что главное направление термической обработки заготовок в автостроении связано с созданием универсальных термических линий и агрегатов, есть группа деталей, требующих специальных агрегатов и технологии термической обработки. Последнее в большинстве случаев вызвано технологическими причинами. К числу таких деталей следует отнести коленчатые валы, полуоси задних мостов, балки передних осей автомобилей и балки осей прицепов, стремянки. Так, для коленчатых валов, осей, балок в целях уменьшения деформации при термической обработке требуется обработка в вертикальном положении. Поэтому термические агрегаты для таких длинномерных деталей имеют специальную подвесную транспортную систему, а также вентиляционные и рециркуляционные системы для равномерного прогрева. При термической обработке стремянок специальные транспортные устройства в закалочной печи, закалочном баке и отпускной печи должны не только перемещать деталь, но и фиксировать ее форму. Специальные линии термической обработки должны быть встроены в единую автоматизированную или механизированную линию изготовления детали. По такому принципу организованы линия полуосей на ГАЗе, линия шатунов и линия стремянок на ЗИЛе и др.

В термических отделениях и цехах заготовительного производства кроме термической обработки поковок и штамповых заготовок проводят также отжиг литья, бунтового металла для калибровки и холодной высадки, проволоки после калибровки с целью снятия напряжений. Эти виды обработки выполняют обычно в камерных печах с роликовым или выкатным подом, иногда используют элеваторные печи. Технология отжига должна обеспечивать максимально допустимое снижение твердости и свойств прочности заготовок и полуфабрикатов (см. гл. 8) в целях улучшения их обрабатываемости в механосборочных цехах.

4. ОБРАБОТКА ДЕТАЛЕЙ РЕДУКТОРОВ ВЕДУЩИХ МОСТОВ, КОРОБОК ПЕРЕМЕНЫ ПЕРЕДАЧ И МЕЛКИХ ДЕТАЛЕЙ ШАССИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОМЕХАНИЗИРОВАННОГО И АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ПРОИЗВОДСТВА

Высокие пределы выносливости при изгибе (до 100 кгс/мм²), контактной выносливости (до 200 кгс/мм²) и износостойкости цементованных и нитроцементованных деталей [1, 4, 5, 7] делают эти процессы наиболее эффективными для обработки тяжелонагружаемых деталей автомобиля. К этой группе деталей в первую очередь относятся шестерни, зубчатые колеса и валы коробок перемены передач, раздаточных коробок, редукторов ведущих мостов, а также отдельные детали рулевого управления (рейка-поршень, вал сошки руля и др.). Практика отечественных и зарубежных автозаводов показала, что удовлетворение все возрастающих требований к прочности деталей из-за резкого роста скоростей и нагрузок связано с совершенствованием технологии химико-термической обработки, а не с повышением степени легированности сталей.

При оценке пригодности любого варианта технологического процесса в условиях крупносерийного и массового производства решающее значение приобретает стабильность результатов его выполнения и свойств материала. Применительно к цементации и нитроцементации — это в первую очередь стабильность насыщения углеродом или углеродом и азотом совместно. При постоянных температурно-временных параметрах насыщения, которые обеспечиваются на современном оборудовании с высокой точностью, глубина насыщенного (диффузионного) слоя определяется (при заданной продолжительности процесса) концентрацией углерода на поверхности детали, а последняя — регулируемым потенциалом атмосферы печи. В современном автомобильном производстве используют для тяжелонагружаемых деталей регулирование углеродного потенциала с точностью ±0,1% (в оптимальном случае достигается точность ±0,05%). Последнее может быть достигнуто при колебаниях температуры в печном пространстве не более ±10° С, давлении менее ±10 мм вод. ст. и содержания CO_2 не более ±0,01% по объему.

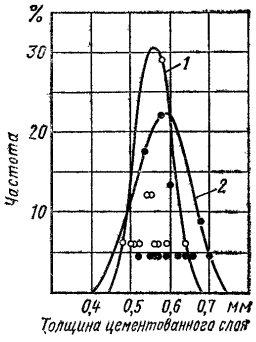


Рис. 2. Изменение разброса толщины слоя в партии изделий при цементации (расчетный или регулируемый углеродный потенциал — 0,55%):

1 — с регулированием потенциала $\bar{x} = 0{,}553$; $\sigma = 0{,}003$; *2* — без регулирования потенциала $\bar{x} = 0{,}590$; $\sigma = 0{,}056$; $\bar{x}$ — среднее значение толщины цементованного слоя, мм; σ — среднеквадратичное отклонение, мм

Преимущества регулирования углеродного потенциала атмосферы можно подтвердить данными, приведенными на рис. 2 для расчетного или регулируемого потенциала 0,55% С.

Правильный выбор режимов термической обработки после насыщения углеродом или углеродом и азотом поверхностного слоя является вторым важнейшим условием формирования окончательной структуры и свойств деталей. Все виды режимов термической обработки, проводимой после цементации или нитроцементации, целесообразно разделить на две группы: с непосредственной закалкой и закалкой с повторного нагрева. Первая технология предпочтительна для снижения деформации и коробления детали, и ее обычно используют для валов и шестерен с крайне ограниченным (после термической обработки) объемом обработки резанием (хонинг отверстий, шлифование шеек под подшипники и т. д.). Промежуточную термическую обработку и закалку с повторного нагрева используют обычно для высоколегированных сталей, в частности, с высоким содержанием никеля (до 5%). Сюда относятся особо ответственные детали рулевого управления и передней подвески (вал сошки руля, передние полуоси и др.).

Используемые для хромоникелевых сталей типа 20Х2Н4А схемы химико-термической обработки и достигаемые при этом свойства приведены в табл. 7.

При закалке непосредственно после насыщения (или подстуживания) необходимо учитывать интенсивность охлаждения, чтобы обеспечить требуемую структуру слоя, исключить опасность образования трещин, а также не превысить допустимую деформацию. Для минимального рассеяния прочностных свойств деталей в пределах одного поддона даже при обеспечении отмеченной выше стабильности углеродного потенциала (см. рис. 2) необходимо иметь закалочную среду, обеспечивающую оптимальную скорость охлаждения деталей. Это является третьим важнейшим условием успешного выполнения современного технологического процесса химико-термической обработки.

Практика современных высокопроизводительных агрегатов показывает, что увеличение садки >100 кг на поддон нежелательно, так как оно приводит к значительному различию структуры, свойств и геометрии деталей из-за резкого изменения условий охлаждения деталей на краях и в центре садки.

При назначении технологического режима термической обработки деталей сложной конфигурации следует помнить о различии в фактических скоростях охлаждения отдельных сечений детали. Так, вершина зуба шестерни первой передачи КПП ЗИЛ-130 (модуль 4) охлаждается в 2 раза быстрее впадины и в 10—15 раз быстрее поверхности втулки шестерни.

Для оценки критических скоростей охлаждения применяемых в автостроении сталей, которые обеспечивают в оптимальных условиях насыщения твердость поверхности *HRC* 61 и сердцевины *HRC* 35, можно использовать данные ГАЗа (табл. 8) [2]. Следует, однако, помнить, что возможность образования поверхностных дефектов в насыщенном слое (внутреннее окисление, избыточное количество карбидной или карбонитридной фаз и др.) приводит к изменению фактического состава твердого раствора, а следовательно, к изменению допустимых критических скоростей охлаждении. О возможном снижении свойств шестерен при наличии поверхностных дефектов в насыщеином слое можно судить по данным, приведенным в табл. 9.

Таблица 7. Механические свойства стали 20Х2Н4А после химико-термической обработки

Термическая обработка	Содержание углерода на поверхности слоя, %	Толщина слоя, мм	Твердость поверхности *HRC*	σ_{-1} кгс/мм²	$\sigma_{изг}$ кгс/мм²	$a_н$, кгс·м/см²
Цементация, закалка с температуры подстуживания	0,55 0,75 0,80 0,92	0,67 0,95 1,0 0,9	56 59 59 —	71 74 83 80	292 258 254 246	10 3,5 3,7 3,8
Цементация, закалка с температуры подстуживания, повторная закалка	0,75	1,1	59	88	230	4,2
Цементация с замедленным охлаждением, повторная закалка	0,68 0,96	1,0 0,95	58 59	93 98	257 189	4,4 3,7
Цементация с замедленным охлаждением, высокий отпуск 600—630° С (иногда 650° С), повторная закалка с пониженной температуры	0,68 0,9 0,96	1,05 1,05 0,95	59 60 59	94 100 93	227 199 209	3,4 4,0 3,9

Примечание. Заключительная операция во всех случаях — отпуск при 160—180° С.

Изменение формы и размеров детали при химико-термической обработке является существенным недостатком процесса. Из-за действия большого числа факторов рассчитать это изменение практически пока невозможно. Однако подбором рациональной технологии химико-термической обработки можно повлиять на величину коробления. При правильно выбранных стали и технологии химико-термической обработки уменьшается равномерное коробление и его абсолютная величина, а при стабилизации параметров процесса и улучшении конструкции используемого оборудования уменьшается и рассеяние величины коробления. Следует отметить, что вопросы укладки деталей на поддоны и фиксации их, а также транспортировки при высоких температурах имеют большое значение из-за пластической деформации от внешних нагрузок, так как стали, используемые в автомобильной промышленности, имеют низкий предел текучести при 800—950° С.

Детали, наиболее чувствительные к короблению, например спирально-конические колеса, шестерни гипоидных мостов, следует подвергать закалке в оправках или штампах. При этом на прессах должна быть предусмотрена возможность широкого изменения давления масла и направления его циркуляции. Оправки, используемые вторично, должны быть подвергнуты обработке на снятие напряжений и приведены в полное соответствие с чертежом.

На основании изложенных общих рекомендаций в табл. 10 приведены технологические схемы химико-термической обработки типовых автомобильных деталей, используемых в отечественной промышленности. Эти данные составлены по основным технологическим параметрам вне зависимости от типа использованного оборудования, однако легко могут быть пересчитаны под конкретные условия. Например, если общее время процесса поделить на число поддонов, то получим темп толкания в проходных агрегатах, а по скорости охлаждения после насы-

Таблица 8. Критические скорости охлаждения цементуемых сталей, соответствующие твердости цементованного слоя *HRC* 61 и твердости сердцевины *HRC* 35 [2]

Марка стали	Концентрация углерода, %	Режим термической обработки	Значения $V_{кр}$, °С/с, при температуре закалки, °С				
			750	800	850	900	950
18Х2Н4МА	0,5—0,6	1	<5/ <5	<5/—	<5/—	<5/—	<5/ <5
		2	<5/ <5	<5/—	<5/—	<5/—	<5/ <5
20ХН2М	1,0—1,1	1	<5/90	<5/40	<5/40	<5/40	<5/40
		2	—	26/240	22/60	10/40	—/40
27ХГР	1,0—1,1	1	12/240	6/18	5/18	5/18	5/18
		2	—	70/400	36/60	12/22	13/22
25ХНМ	1,0—1,1	1	18/47	8/47	8/44	8/44	8/47
		2	—	45/90	26/47	13/47	—/47
25ХГМ	1,0—1,1	1	>400/60	<5/14	<5/14	<5/14	<5/14
		2	—	33/40	23/22	<5/14	—/14
30ХМ	1,0—1,1	1	>400/>400	<5/20	<5/20	<5/20	<5/20
		2	—	40/20	35/20	10/20	—/20
20Х	1,0—1,1	1	8/240	8/60	6/60	6/60	6/60
		2	—	47/400	40/60	30/60	—/60
А12	1,0—1,1	1	20/>400	22/>400	22/>400	22/>400	—/>400
		2	—	52/>400	47/>400	27/>400	—/>400

Примечания. 1. В числителе — значение $V_{кр}$ цементованного слоя, в знаменателе — $V_{кр}$ сердцевины.
2. Режим термической обработки: 1 — цементация при 950° С, закалка непосредственно после цементации или подстуживания; 2 — цементация при 950° С, закалка с температуры повторного нагрева.

Таблица 9. Влияние дефектов поверхностного слоя на свойства шестерен после цементации или нитроцементации [1]

Марка стали	Толщина слоя, мм	Содержание элементов в поверхностном слое, %		Микротвердость поверхности, кгс/мм²	Предельные неразрушающие нагрузки [2], кгс/см	Глубина зоны с немартенситной структурой, мкм
		С	N_2			
18ХГТ	1,0	0,9	—	375	625	30
18ХГТ	1,2	1,02	—	380	625	17
18ХГТ	1,0	0,73	—	415	715	16
20Х05Мо05	1,2	1,38	—	510	765	7
20ХН2М	1,0	1,02	--	590	815	6
30ХГТ	1,0	0,86	0,39	415	635	15
25ХГМ	1,0	0,89	0,18	560	900	6
25Х05Мо05	0,7	0,82	0,30	525	785	3
25ХГНМ	1,0	0,88	0,20	700	950	1—2

[1] Шестерни после химико-термической обработки подвергали непосредственной закалке и низкому отпуску.
[2] Зубчатые колеса с модулем 4, числом зубьев 30 и шириной венца 15 мм подвергали испытанию на усталостную прочность при изгибе на стенде с замкнутым силовым контуром на базе 1 млн. циклов. Значения даны как удельная величина момента на единицу длины линии зацепления зубчатых передач.

щения можно определить длительность переходного процесса в автоматических линиях, объединяющих процессы насыщения и повторную закалку для сталей типа 20ХГНТР или 20Х2Н4А. В табл. 10 внесен также рекомендуемый объем контроля деталей и его основные параметры, необходимые при составлении технологических маршрутов в термических цехах. В каждом конкретном случае они могут быть дополнены параметрами качества насыщения.

На практике вначале оценивают полную глубину слоя насыщения (диффузии) или до равномерной структуры сердцевины, или до половины переходной зоны (глубину до первых участков феррита), а затем качество насыщенного слоя (состав, твердость и структуру). Глубину до исходной структуры измеряют как на закаленных, так и на отожженных шлифах (иногда приближенно оценивают и по излому), а глубину до половины переходного слоя только на отожженных шлифах.

Для углеродистых и легированных сталей типа 30ХГТ, 25ХГМ, 20ХН2М, 20ХГНТР, подвергаемых непосредственной закалке после насыщения, существуют разработанные на отдельных предприятиях шкалы балльности для оценки избыточных карбидов и количества остаточного аустенита в слое. Для сталей типа 18ХНМА, 20Х2Н4А, 20ХН3А кроме названных шкал на практике используют шкалы балльной оценки качества насыщения до повторной закалки. Сюда можно отнести размер избыточных карбидов после насыщения и микроструктуру после высокого отпуска до повторной закалки. Эти шкалы целесообразно использовать для выбора и корректировки режимов повторной закалки. Однако указанные методы анализа травленых шлифов не пригодны для выявления при текущем контроле дефектов насыщения поверхностных слоев (внутреннего окисления, темной составляющей при нитроцементации, наличия небольших количеств мартенситных продуктов превращения переохлажденного аустенита, образующихся вследствие недостаточной скорости охлаждения, и пр.). Поэтому для полной оценки эксплуатационной надежности деталей необходим дополнительный критерий контроля структуры.

Надежным критерием качества химико-термической обработки может быть свойство, одновременно отражающее условия насыщения и последующей термической обработки. Им может быть эффективная толщина насыщенного слоя, оцениваемая для различных групп деталей по расстоянию от поверхности до *HV* 550, а для тяжелонагружаемых шестерен и валов — до *HV* 600. Эффективную толщину насыщенного слоя для конкретной детали можно выбрать по диаграммам прокаливаемости этого слоя для данной марки стали, из которой изготовляют деталь. Под прокаливаемостью насыщенного слоя понимается распределение твердости по толщине слоя в зависимости от содержания углерода (или углерода и азота суммарно или раздельно) в этом слое. В качестве примера на рис. 3 приведены такие диаграммы для сталей 25ХГТ и 25ХГНМАЮ или 25ХГНМТ. Сталь 25ХГТ широко используют для средненагруженных деталей трансмиссии: шестерен полуосей, сателлитов и др. Сталь 25ХГНМТ применяют для тяжелонагружаемых деталей машин, таких как ведущие шестерни редукторов задних мостов, детали гипоидных мостов большегрузных автомобилей. Приведенные диаграммы можно использовать при анализе и корректировке режимов химико-термической обработки при отклонениях в технологическом процессе — при изменении загрузки на поддон и номенклатуры деталей, при выходе из строя мешалок закалочного бака, при переходе на другие охлаждающие среды и пр. По ним легко определить для заданной (или получающейся из-за отклонений в технологическом процессе) концентрации углерода скорость охлаждения, обеспечивающую эффективную глубину слоя независимо от твердости поверхности (*HV* 500, *HV* 600 или *HV* 700). И наоборот, при фактических скоростях охлаждения задавать необходимый углеродный потенциал атмосферы.

Вспомогательные операции при обработке тяжелонагружаемых деталей наряду с химико-термической обработкой являются необходимым элементом формирования требуемых свойств деталей. Наиболее целесообразный метод упрочнения поверхности детали после химико-термической обработки — поверхностная пластическая деформация. Ее осуществляют в большинстве случаев путем дробеструйной обработки стальной дробью, обкаткой роликами или виброналепом с использованием ультразвуковых частот. Обработке подвергают либо всю по-

Таблица 10. Режимы термической обработки деталей трансмиссии и двигателя, подвергаемых химико-термической обработке

Детали	Марка стали	Масса детали, кг	Режимы термической обработки *				Толщина слоя, мм	Твердость HRC	
			Способ химико-термической обработки	Температура диффузионного насыщения, °С	Температура нагрева под закалку, °С	Среда охлаждения при закалке		поверхности	сердцевины
Мелкие детали тормозной аппаратуры	08	0,02	Нитроцементация	850	800	Масло	0,15—0,3	50—60	Не оговаривается
		0,04		860	770	Масло МС-20, 180 ±10° С	0,15—0,3	56—62	
		0,1		870	820	Водный раствор 3—6% NaOH, 4—8% Na_2CO_3, в штампе, в зажатом состоянии	0,15—0,3	56—62	
Мелкие детали кузовной арматуры и коробки перемены передач	10 10кп	0,01—0,25	То же	860	770	То же	0,15—0,3	56—62 52—58	То же
Мелкие детали силовых агрегатов (червяки, шестерни)	20	0,05—0,35	»	860	770	Масло МС-20, 180 ±10° С	0,15—0,3 0,3—0,5	56—62	»
Шаровые пальцы	20	0,02	»	850	800	Масло	0,5—0,7	≥56	»
Детали ручного тормоза (собачки, щеки, сухари и др.)	20	0,03	»	870	850	Масло МС-20, 180 ±10° С	0,15—0,3	56—62	То же
		0,03—0,10	Цементация	910	850	Масло ИС-12,. ИС-20, $t \leqslant 100°$ С	1,1—1,7 1,2—1,6	56—62	
Детали силовых агрегатов, работающие на износ (кольца, вкладыши, золотники и др.)	35	0,2	Нитроцементация	860	860	Масло МС-20, 180 ±10° С	0,5—0,7	≤56	»
	15Х	0,2—0,4	Цементация	850	850	Масло МС-20, 180 ±10° С	0,3—0,5 0,7—0,9	56—62	»
		0,5	»	940	850	Масло МС-20, 180 ±10° С	0,9—1,3	56—62	»
Детали передней подвески	15Х	0,05	Цементация	940	810	Масло ИС-12, ИС-20, $t \leqslant 100°$ С	0,6—1,0	56—62	То же
Шестерни ведущих мостов легковых автомобилей	19ХГН	—	Нитроцементация	870	800	Масло МЗМ-16, $t = 75°$ С	0,8—1,1	59—64	32—45
Зубчатые колеса ведущих мостов легковых автомобилей						Пресс Глиссон, масло МЗМ-16, $t = 30 \div 40°$ С	0,8—1,1	58—63	32—45
Шестерни ведущих мостов и раздаточных коробок грузовых автомобилей (модуль шестерен 5, 6, 10)	15ХГН2ТА 20ХГН2ТА	—	Цементация	920	—	Масло МС-20, 180 ±10° С	1,2—1,5	—	—
	12Х2Н4А	0,85	»	940	850	Масло МС-20, 170 ±10° С	1,2—1,6	58—65	30—45
Детали насоса гидроусилителя руля (роторы и др.)	20ХГНТР	0,20	Нитроцементация	860	860	Масло МС-20, 170 ±10° С	0,6—0,8	58—62	30—45
Детали рулевого управления грузовых автомобилей: без промежуточной механической обработки (вал сошки руля, винт рулевого управления)	20Х2Н4А	2,6	Цементация	940	850	Масло МС-20, 170 ±10° С	1,2—1,4	56—62	30—45
	25ХГТ	1,3	»	930	830 электрическая печь	В прессе, масло ИС-12, ИС-20, $t \leqslant 100°$ С	1,2—1,6	58—62	28—45
с промежуточной механической обработкой (рейка-поршень)	18ХГТ	3,4	»	930, изотермическая выдержка 650—680° С, охлаждение с печью до 600° С, далее на воздухе	870	Масло ИС-12, ИС-20, $t \leqslant 100°$ С	1,2—1,6	56—62	30—40
Детали дифференциала (крестовины, сателлиты)	18ХГТ	2	»	940	850	Масло МС-20, 170 ±10° С	1,2—1,6	56—62	—
	25ХГТ	0,5	Нитроцементация	860	860	Масло МС-20, 180 ±10° С	0,8—1,1	58—65	35—45

Продолжение табл. 10

Детали	Марка стали	Масса детали, кг	Режимы термической обработки *				Твердость HRC	
			Способ химико-термической обработки	Температура диффузионного насыщения, °С	Температура нагрева под закалку, °С	Среда охлаждения при закалке	Толщина слоя, мм	поверхности	сердцевины
Детали главной передачи заднего моста грузовых автомобилей (шестерня ведомые и ведущие, шестерня полуоси)	25ХГТ	5,8	Цементация	940	850	Масло МС-20, 180 ±10° С	0,9—1,3	58—62	30—45
	30ХГТ	5—6,6	»	940	850	Масло ИС-20, ИС-12, $t \leqslant 100°$ С	1,0—1,4	56—62	35—45
	25ХГНМ, 25ХГНМТ	10—6	»	940	840	Масло МС-20, 180 ±10° С	1,0—1,4 1,5—1,8	58—62	30—45
	25ХГНМ, 25ХГНМАТ	25	»	940	850	В штампе, масло, $t = 45$÷70° С	1,5—1,8	58—62	30—45
	18ХГТ 25ХГТ	2,2—2,5	»	940	850	Масло МС-20, 170 ±10° С	1,2—1,6 1,0—1,4	56—62	30—45
Шестерни и валы коробки перемены передач грузовых автомобилей	25ХГТ	1—2	Нитроцементация	860	860	Масло ИС-12, ИС-20, $t \leqslant 90°$ С	0,5—0,8	57—60	35—45
		1,10	То же	860	860	Масло МС-20, 180 ±10° С	0,5—0,7	60—65	35—45
	25ХГМ	2,4—3,9	»	860	860	Масло ИС-12, ИС-20, $t \leqslant 90°$ С	0,5—0,8	57—60	35—45
		1,2—7,5	»	860	860	Масло МС-20, 180 ±10° С	0,6—0,8 0,8—1,1	60—65 57—60	35—45

* Перепад температур диффузионного насыщения и нагрева под закалку составляет ±10° С. Заключительной операцией для всех режимов химико-термической обработки является низкотемпературный отпуск 160—200° С.

Рис. 3. Диаграммы прокаливаемости цементованного (*а*) и нитроцементованного (*б*) слоя сталей 25ХГТ (*I*) и 25ХГНМАЮ (*II*)

верхность детали, либо наиболее ответственные ее части: галтели, шпоночные пазы, выкружки зубьев шестерен и пр. В результате такой обработки происходит превращение остаточного аустенита в мартенсит, рост сжимающих напряжений на поверхности и, как следствие, дополнительное повышение усталостной прочности. Повышению свойств способствует также более фрагментированное строение мартенсита, образовавшегося в результате пластической деформации.

Серьезной проблемой в термическом производстве ответственных деталей автомобиля является защита отдельных мест поверхности от насыщения углеродом и азотом. На практике применяют три способа защиты поверхности: омеднение (цианистое или безцианистое), покрытие специальными пастами и металлом. В отдельных случаях для защиты поверхности мелкомодульной резьбы (наружной или внутренней) хвостовиков используют специальные технологические резьбовые крышки или пробки.

5. ОБРАБОТКА НОРМАЛЕЙ И КРЕПЕЖА

Нормали, крепежные и мелкие стержневые или ступенчато-стержневые детали для автостроения изготовляют либо на специализированных заводах, либо в крупных специализированных цехах автозаводов.

С точки зрения формирования свойств таких нормалей можно назвать два основных направления: изготовление деталей холодной высадкой или холодной объемной штамповкой из предварительно термически обработанной стали с упрочнением ее в процессе холодной деформации и изготовление деталей на токарных автоматах из неупрочненной стали с последующей окончательной термической обработкой.

В каждом из названных направлений изготовления нормалей компоновка термических отделений, их назначение, размещение и тип агрегатов, порядок операций различны. Следует, однако, отметить, что в ряде случаев, особенно для ответственных тяжелонагружаемых нормалей (болты крышки шатуна, моторные шпильки, нормали сцепления, гайки затяжки стремянок редукторов ведущих мостов и др.) их, несмотря на упрочнение в процессе холодной объемной штамповки, все же необходимо подвергать окончательной термической обработке, а особо сильно изнашиваемые — нитроцементации или цианированию.

При использовании холодной высадки для изготовления нормалей как основного упрочняющего фактора следует особенно внимательно проводить предварительную термическую обработку металла (см. гл. 8).

При выборе технологии изготовления нормалей холодной высадкой или холодной объемной штамповкой нужно учитывать, что для стандартного состояния материала, предназначенного для холодной высадки, согласно ГОСТ 10702—78 есть предельно допустимые деформации (в расчете на осадку), не вызывающие разрушения деталей. Согласно литературным данным [3], это 87% для стали 08, 85% для стали 10, 80% для стали 20, 77% для стали 30, 73% для стали 35, 60% для стали 45, 70% для стали 30ХНЗА, на уровне 60% для легированных сталей типа 40Х, 12ХН3А, 16ХСН, 38ХГНМ.

Для этой группы нормалей важно знать фактическое напряжение течения металла для каждого бунта или партии металла, так как оно определяет стойкость формующего инструмента, позволяет оценить интенсивность упрочнения, а следовательно, и режим окончательной термической обработки и уровень достигаемых свойств. Для стандартных углеродистых сталей по ГОСТ 10702—78 рекомендуется использовать следующие зависимости:

для структур с пластинчатым перлитом

$$n = 0{,}15 + 15e^{-3{,}5C} \quad (r = 0{,}93),$$

$$K = 76C + 65 \quad (r = 0{,}98),$$

для структур с зернистым перлитом

$$n = 0{,}21 + 0{,}09e^{-4{,}06C} \quad (r = 0{,}93),$$

$$K = 54C + 65 \quad (r = 0{,}98),$$

где C — концентрация углерода, %; r — коэффициент корреляции.

Подстановка полученных величин в известное уравнение $S = Ke^n$ позволяет определить истинное напряжение течения металла.

Окончательная термическая обработка нормалей обычно включает улучшение (отпуск на заданную твердость), цианирование или нитроцементацию с последующим отпуском также на требуемую твердость, либо изотермическую закалку с отпуском. Последнюю используют обычно для мелких малосимметричных деталей и деталей автомобильной кузовной арматуры из-за повышенной склонности их к короблению при закалке или повышенных требований к их конфигурации и размерам.

В табл. 11 приведены типичные режимы термической обработки для наиболее часто используемых сталей, а также параметры контроля изделий при нитроцементации, цианировании или закалке с последующим отпуском; а в табл. 12 — примеры и режимы изотермической закалки.

Следует отметить, что для получения требуемых свойств нормалей в достаточно узком интервале необходима тщательная отработка технологического процесса термической обработки и соблюдение специфических требований к оборудованию. На рис. 4 приведен современный конвейерный агрегат для термической обработки нормалей, позволяющий осуществлять в представленной компоновке любые термические операции. Особенностями этой автоматической линии является бункерное *1* и дозирующее *2* устройства, обеспечивающие укладку деталей, подвергаемых обработке, в один ряд, что способствует равномерному их прогреву; дозирующие устройства *5* и *9*, обеспечивающие индивидуальное (иногда несколько деталей) охлаждение после высокотемпературного нагрева (*4*) в насыщающей или нейтральной средах или после отпуска (*8*). В ванне *6* осуществляется охлаждение в масле или солях, а в ванне *10* — в воде или эмульсии. Важным при обработке нормалей является промывка деталей, причем не только перед аустенитизацией (*3*), но и перед отпуском (*7*). На схеме показаны также щиты управления *11—13*.

Вспомогательная техника, создающая необходимую атмосферу нагрева и регулирующая ее потенциал, аналогична технике, используемой для этих же целей на оборудовании для химико-термической обработки.

Таблица 11. Технология термической обработки нормалей

Детали	Марка стали	Режимы термической обработки								Толщина слоя после химико-термической обработки, мм	Твердость
		Цианирование или нитроцементация		Закалка		Отпуск					
		Температура, °С	Среда охлаждения	Температура, °С	Среда охлаждения	Температура, °С	Среда охлаждения				
Болты	10; 15; 20; 30; 35	—	—	—	—	550—600	В			—	—
Заклепки Болты Штифты, штоки	10 15 35	—	—	—	—	680—700	Б			—	—
Шурупы, винты Болты	15 А12	860±10	В	—	—	210±10	А			0,05—0,20	$\geqslant HRC$ 56
Валики, оси Втулки, штифты	10 А12	860±10	В	—	—	210±10	А			0,15—0,3	$\geqslant HRC$ 56
Втулки распорные	10	870±10	—	850 ±10	Д	160±10	А			0,15—0,3	HRC 56—62
Гайки крепления колеса Шайбы упорные	А12 20	860±10	—	770 ±10	Д	160±10 200±10	А А			0,15—0,3 0,3—0,5	HRC 56—62
Втулки рычага	А12	860±10	В	—	—	210±10	А			0,4—0,6	$\geqslant HRC$ 56

Продолжение табл. 11

Детали	Марка стали	Режимы термической обработки: Цианирование или нитроцементация — Температура, °С	Цианирование или нитроцементация — Среда охлаждения	Закалка — Температура, °С	Закалка — Среда охлаждения	Отпуск — Температура, °С	Отпуск — Среда охлаждения	Толщина слоя после химико-термической обработки, мм	Твердость
Втулки Болты, гайки Шпильки	35	—	—	850—860	Е	440±20 600±20 640±40	В В В	—	*HRC* 35—42 *HB* 267—313 *HB* 187—241
Штифты Гайки Втулки	45	—	—	830±10	Е	565±15 625±25 440±20	В В В	—	*HB* 241—269 *HB* 207—241 *HB* 313—347
Болты, шпильки	40Х 40ХН2МА	—	—	840—850	Е	550—600	Г	—	*HB* 298—337
Болты, винты, Болты, шпильки Гайки	40Х	—	—	840±10	Е	520±20 630—680 600—650	Г Г Г	—	*HB* 347—406 *HB* 241—285 *HB* 267—313
Гайки, болты шатуна Гайки	40ХН	—	—	840±10	Е	600±20 640±10	Г Г		*HB* 267—298 *HB* 279—313
Болты крышки шатуна	40ХН	—	—	860±10	Е	590—640	Б	—	*HB* 291—337

Примечание. Буквами условно обозначена охлаждающая среда при закалке и после отпуска: А — воздух; Б — эмульсия; В — вода; Г — водный раствор укринола (5—7%); Д — масло, $t = 180°$ С; Е — масло, $t = 50 \div 70°$ С.

Таблица 12. Примеры использования и режимы изотермической закалки мелких автомобильных деталей

Марка стали	Детали	Режимы изотермической закалки: Температура аустенитизации, °С	Температура изотермической выдержки, °С	Время изотермической выдержки, мин	*HRC*
45	Детали мелких цепей	880	330	10	40—42
50	Специальные шайбы сложного профиля	820	350	10	43—45
	Мелкие штуцеры	820	350	10	43—45
	Пружинные шайбы	810	340	10	44—46
55	Мелкие стремянки диаметром, мм:				
	до 7	880	340	10	42
	8—12			15	40
	Скобы, зажимы			10	40—45
60	Мелкие детали карбюратора, тормозной аппаратуры	820	320	10	47—50
У7				15	50—53
У8	Стальные иглы топливной системы, спецарматура	820	230	20	60—62
65Г	Тарельчатые пружины	820	370	10	46—48
	Мелкие детали тормозной аппаратуры:				
	шайбы	820	340	10	40—50
	кольца стопорные	820	340	10	45—50
	кольца упорные	820	340	10	43—48
40Х	Втулки	850	280	20	53—56
	Мелкие пальцы	860	270	20	53—56
50С2	Защелки замков	850	310	12	50—52

Для весьма мелких деталей насосов, карбюраторов, узлов тормозной аппаратуры массой в десятые доли грамма следует использовать магнитные конвейеры из всех охлаждающих баков.

Получение требуемых свойств при обработке нормалей на универсальном оборудовании должно быть решено путем создания специальных приспособлений и оснастки, применение которых позволит обеспечить идентичные условия нагрева и охлаждения каждой детали, причем чем меньше масса и сечение деталей, тем выше требования, предъявляемые к приспособлениям и вспомогательной оснастке.

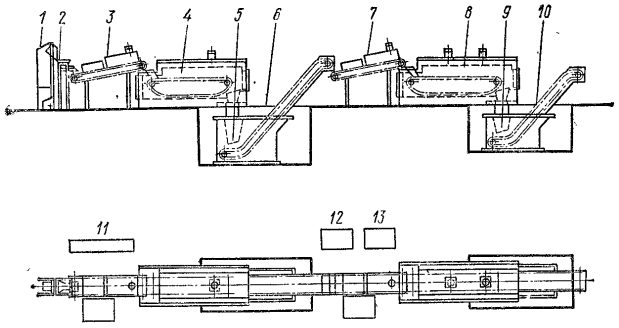


Рис. 4. Конвейерный агрегат для термической обработки мелких деталей и нормалей

6. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ АВТОМОБИЛЯ

К упругим элементам автомобиля относят рессоры и пружины, термическая обработка которых в большинстве случаев осуществляется в едином потоке механосборочного производства. При этом темп термической обработки строго синхронизировai с обработкой резанием и сборкой и определяет технологический процесс термической обработки, тип агрегатов и их число.

Для рессорного производства применяют две технологические схемы. Одна связана с типом собираемой рессоры; в этом случае проходной агрегат термической обработки рессор включает закалочный барабан, обеспечивающий укладку всего комплекта листов данной рессоры. Вторая схема предусматривает «полистовую» обработку, здесь предпочтительно пакетное закалочное устройство.

В обеих технологических схемах необходим нагрев под закалку в защитной атмосфере, а после отпуска ускоренное охлаждение в воде. Последнее особенно важно для толстолистовых рессор из сталей 50ХГА, 60ХГС и др., склонных к отпускной хрупкости.

Перед сборкой листы подвергают наклепу стальной дробью (диаметр дроби 0,8—1,1 мм) с двух сторон или с одной (вогнутой) стороны.

Режимы термической обработки рессорных листов из наиболее распространенных сталей приведены в табл. 13.

Производство пружин в зависимости от способа их навивки (горячая, теплая, холодиая) определяет исходное состояние материала и режим последующей термической обработкп.

Тяжелонагружаемые пружины сечением 3—5 мм (пружины клапана, тормозной аппаратуры и др.) изготовляют из проволоки 1-го класса по ГОСТ 9389—75 (или по дополиительным техническим условиям) и после холодной навивки подвергают отпуску в соляных ваннах в интервале температур 230—330° С в зависимости от стали и требуемых свойств. При этом для пружин одного типа колебания температуры могут быть не выше ±10° С. Пружины этого вида следует подвергать магнитно-люминесцентному или магнитно-порошковому контролю иа наличие поверхностных дефектов. Наиболее желателен 100%-ный контроль таких пружин.

Пружины сечением 6—12 мм из сталей 60С2, 60С2А, 65С2ВА, подвергаемые холодной навивке, обычно изготовляют из проволоки с определенной исходной структурой и твердостью. Лучшие технологические свойства обеспечивает структура мелкозернистого перлита с *HB* 180—250 и величиной обезуглероженного слоя иа поверхности проволоки ≤0,1 мм. Для наиболее ответственных пружин этой группы (например, пружин сцепления) рекомендуется повторная закалка

Таблица 13. Термическая обработка упругих элементов автомобилей

Детали	Марка стали	Размер и профиль проката, мм	Термическая обработка: Режим закалки: Оптимальная температура нагрева, °С	Режим закалки: Среда охлаждения	Температура отпуска*, °С	Твердость	Примечание
Пружины термозной аппаратуры	Проволока пружинная, 1 класс, ГОСТ 9389—75	Диаметр до 3,5	—	—	240±10 330±10	—	Отпуск в селитровой электрованне
Пружины тормозной системы, кольца упорные	12Х18Н9Ш	Диаметр до 5,5	—	—	190±10	—	Отпуск в шахтной электропечи
Пружины сцепления	65Г	Диаметр 4,5	—	—	390±10	—	Проволока, 1 класс, ГОСТ 1071—67
	65С2ВА	Диаметр 8,0	850±10	Масло	480±10	*HRC* 42—48	Нагрев под закалку и отпуск в соляных ваннах
Пружины продольной рулевой тяги	65Г	Диаметр 7,5	820±10	Масло	390±20	*HRC* 42—48	То же
Пружины буксирного прибора	70Г	Квадрат 16	880±20	Масло	500±10	*HRC* 38—45	—
Пружины подвески автомобиля «Москвич»	60С2	Диаметр 15	880±20	Масло в прессе	500±10	*HRC* 45—49	—
Пружины	50ХГФА	Диаметр 15—16	900±10	Масло	450±10	*HRC* 44—48	—
Бамперы	60С2	Полоса 7×140 8×160	900±20	Масло	430±10	2,8—3,0 (диаметр отпечатка, мм)	Твердость измеряется на приборе Бринелль при нагрузке 3000 кгс шариком ∅ 10 мм

Продолжение табл. 13

Детали	Марка стали	Размер и профиль проката, мм	Термическая обработка: Режим закалки: Оптимальная температура нагрева, °С	Среда охлаждения	Температура отпуска*, °С	Твердость	Примечание
Накладки рессорных листов	60С2	Полоса 8×63	910±10	Масло	390±10	*HRC* 50—62	—
Рессорные листы грузовых автомобилей	55С2 60С2 60ХГС	Полоса прямоугольная или Т-образная, толщина 6—18 мм, ширина 65—90 мм	920—970	Масло 60—80° С, гибкозакалочный штамп	500—560	*HB* 363—444	Твердость измеряется на приборе Бринелля шариком Ø 10 мм при нагрузке 3000 кгс
	50ХГА	Полоса прямоугольная и параболическая, толщина до 6 мм, ширина до 65 мм	860±10	То же	550±50	*HB* 363—415	
Рессорные листы легкового автомобиля	50ХГФА	Полоса 9×75	870±10	То же	610±10	*HB* 388—444	
Штанга реактивная	50ХГФА	Толщина до 7,0 мм	850±10	Масло	500±20	*HRC* 40—47	Нагрев под закалку в соляной ванне
Торсион капота легкового автомобиля	45Х2Н2МФА	Ø 28,6	870±10	Масло	300—350	*HRC* 50—54	—
Торсион опрокидывания кабины грузовых автомобилей	45Х2Н2МФА	Ø 32,0	870±10	Масло, в прессе	460±10	*HRC* 46—50	—

* Охлаждение после отпуска в воде. Исключение составляют пружины из стали 12Х18Н9Ш, которые охлаждают на воздухе, и торсионы из стали 45Х2Н2МФА, охлаждаемые в масле.

в защитной атмосфере (предпочтительно в соляных ваннах) с последующим отпуском (см. табл. 13).

Пружины буксирных устройств, приборной техники, вспомогательные пружины насосов, карбюраторов, кузовов и прицепов изготовляют из сталей 60, 65Г, 70Г, 55С2 и аналогичных им и подвергают термической обработке после навивки по режимам, приведенным в табл. 13. Требования по свойствам, конфигурации и размерам этих пружин обычно менее жесткие, чем требования, предъявляемые к рассмотренным выше пружинам. Однако и в этом случае крайне важна защита поверхности от обезуглероживания при высокотемпературных нагревах, а также отсутствие на поверхности металлургических дефектов.

К упругим элементам автомобилей обычно относят все виды бамперов, стремянок и хомутов, торсионы капотов и торсионы опрокидывания кабин, ряд кронштейнов, подкладок и другие детали. В табл. 13 приведены только основные технологические параметры термической обработки подобных типовых деталей. Режимы изотермической закалки некоторых видов стопорных колец, пружинных шайб или специальных скоб приведены в табл. 12.

Следует, однако, отметить, что при изготовлении торсионов ответственного назначения важно проведение заневоливании их и маркировки правой и левой сторон.

Некоторые пружины автомобиля, работающие в агрессивных средах (пружины тормозной аппаратуры), изготовляют из аустенитных коррозионно-стойких сталей. Эти пружины обычно подвергают только низкому отпуску для снятия напряжений (см. табл. 13).

Поскольку пружинные материалы поставляются в большинстве по техническим условиям, очень важен входной контроль металла, обеспечивающий оценку качества, корректировку режима изготовления и термической обработки деталей для каждой партии металла, бунта или бухты. Вместо сложного и длительного металлографического анализа можно рекомендовать метод определения рассеяния энергии при динамических испытаниях простых образцов на изгиб или кручение. Простота приборной техники и длительность анализа ≤5 мин позволяют надежно использовать этот метод в производстве.

7. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА В ПОТОКЕ МЕХАНОСБОРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Развитие высокоскоростных методов нагрева металлов и сплавов и разработка кратковременных процессов с использованием электроимпульсной, взрывной энергии или энергии лазерного нагрева создали возможность местного упрочнения практически любых автодеталей в потоке механосборочного производства на уровне производительности современных автоматических линий холодной обработки металлов.

Локальное упрочнение чугунных или алюминиевых корпусных деталей (корпусов коробок перемены передач, рулевого механизма и насосов, блоков, головок блоков и др.) в зонах интенсивного износа, в том числе и в труднодоступных внутренних полостях, открывает новые пути существенного снижения массы литых деталей и изменения их конструкции.

Создаваемое лучом лазера поверхностное упрочнение формирует износостойкую поверхность, успешно работающую в абразивной, кислой и щелочной средах, что особенно важно для некоторых деталей ходовой части, шасси, кузовных приспособлений специальных строительных и дорожных машин.

Названные методы имеют значительные перспективы, однако в настоящее время основными операциями термической обработки, включенными в поток механосборочного производства, являются различные способы индукционного нагрева с частотами от 2,5 до 400 кГц.

Теоретические основы и технические возможности индукционного нагрева рассмотрены в гл. 10. Следует только отметить, что в условиях современного производства, когда индукционному нагреву подвергают десятки тысяч деталей (до 30% по массе от всей номенклатуры автозаводов), качество термической обработки в этих условиях может быть обеспечено лишь при строгой технологической схеме и соответствующем оборудовании. Поэтому технология термической об-

работки с использованием нагрева ТВЧ должна быть строго индивидуальна даже для идентичных по значению деталей, а в ряде случаев различна и для отдельных частей одной и той же детали.

В табл. 14 в качестве примера даны некоторые режимы термической обработки коленчатых и распределительных валов автомобилей, подтверждающие высказанное выше положение. В связи с изложенным приведенные в табл. 15 примеры носят обобщенный рекомендательный характер. В таблице сосредоточены примеры использования индукционного нагрева для поверхностной закалки деталей в целях увеличения их износостойкости. Это наиболее широкая и часто встречающаяся на практике область применения. Анализ приведенных примеров показывает возможность использования поверхностной закалки с нагревом ТВЧ и охлаждением в разных средах для широкого класса конструкционных материалов, что обеспечивает заданный уровень свойств прочности. В большинстве случаев для снятия напряжений и достижения требуемого уровня пластичности используют самоотпуск. Иногда технология включает ускоренные режимы электроотпуска (оси коромысел клапанов двигателей, мелкие валы с большим числом концентраторов напряжений на шлицах и отверстиях) или низкотемпературный отпуск 150—250° С, проводимый в расположенных рядом печах. Обычно это шахтные или камерные печи; в отдельных случаях при обработке длинномерных деталей — специальные проходные конвейерные печи. Отпуск особосложных коленчатых и распределительных валов, торсионов, изготовляемых из легированных сталей или специальных легированных чугунов, выполняют в масляных ваннах при 160—180° С.

Разработка методов поверхностной закалки при глубинном индукционном нагреве (см. гл. 10) позволила использовать закалку при индукционном нагреве как комплексный способ упрочнения, одновременно повышающий сопротивление статическим и усталостным нагрузкам при изгибе при высоком уровне контактной усталости и сопротивления износу. В этом случае при соответствующем выборе стали и режима обработки обеспечивается получение мартенситной структуры в поверхностном слое и улучшение свойств сердцевины. В табл. 16 приведены некоторые примеры подобной обработки.

Гибкость технологического процесса, обеспеченная современной техникой регулирования режимов, позволяет при единовременной обработке создавать в отдельных частях деталей оптимальные свойства, которые не могут быть получены при объемной термической обработке, и поэтому конструктивная прочность всей детали значительно повышается. Ниже рассмотрены три примера обработки типовых деталей: закалка крестовин карданного вала, улучшение шлицевых втулок, упрочнение картеров ведущих мостов *, показывающие большие возможности термической обработки, использующей нагрев ТВЧ.

Сущность процесса термической обработки крестовин карданного вала, изготовляемых из стали 58 по ГОСТ 1050—74 или стали 45 и 50 с ограничением содержания углерода (селект) и регламентацией по величине зерна, заключается в их сквозном индукционном нагреве с частотой 2400 Гц до 830—840° С и двукратном дозированном охлаждении при регламентированной паузе между первым и вторым охлаждениями. Теплота, сосредоточенная в объеме детали, обеспечивает после первого охлаждения более высокий отпуск галтелей шипов. Прерывание процесса самоотпуска вторичным охлаждением позволяет получить твердость поверхности шипов крестовин в зоне игольчатых подшипников на уровне *HRC* 62—64, а у галтели *HRC* 54—58 при твердости сердцевины *HRC* 30—35. Статические, ударные, усталостные испытания таких крестовин показали значительные преимущества по сравнению с цементованными крестовинами из легированных сталей.

Процесс внедрен для всех крестовин автомобилей ЗИЛ, освоен для деталей Кутаисского автозавода им. С. Орджоникидзе, завода карданных валов в Гродно, деталей автомобиля «Москвич» и др.

Вместо улучшения в агрегатах светлой закалки шлицевых втулок из стали 40Х продолжительностью ~2 ч предложено улучшение с использованием нагрева

* Технология разработана в производственном объединении ЗИЛ под руководством И. Н. Шклярова и А. Г. Орловского.

Таблица 14. Примеры режимов термической обработки распределительных и коленчатых валов автомобилей, подвергаемых закалке ТВЧ

Деталь	Марка стали	Режимы термической обработки ТВЧ				*HRC*	Толщина закаленного слоя, мм
		Закалка			Отпуск		
		Частота, Гц	Способ нагрева	Закалочная среда и способ охлаждения	Температура, °С	Время, мин	
Коленчатый вал: бензиновых двигателей	45	10 000	Последовательно-методический, скорость вращения вала 72 об/мин	Водный раствор османида * (3%)	Самоотпуск		52—62	3,5—6,5
дизельных двигателей (предварительно нормализованный)		2 500	Одновременный	Вода под давлением	»		52—62	3,3—6,7
	50Г «СШ»	8 000	Одновременный, скорость вращения вала 60 об/мин	Закалочная полимерная среда ЗСП-1 *	240±10 КОП **	120	52—62	3—4
особонагруженных дизельных двигателей (предварительно улучшенный)	60ХФА	8 000	То же	Водный раствор османида * (3%)	240±10, КОП ** (для шатунных шеек) 170±10, КОП ** (для коренных шеек)	120 120	52—56 (для шатунных шеек) 52—62 (для коренных шеек)	3—4
Распределительный вал: грузового автомобиля	45 (селект)	2 500	Одновременный	Вода 15—30° С под давлением	Самоотпуск		58—62 (для кулачков) 40—56 (для шестерни) 56—62 (для опорных шеек и эксцентрика)	2—5
легкового автомобиля	Чугун легированный	8 000	Последовательно-методический, скорость вращения вала 46 об/мин	Вода	170±10 КОП **	90	≥52	≥1,5 (на кулачках) до 10 (на носике)

* При соответствующем подборе охлаждения потоком воды можно в отдельных случаях исключить применение указанных сред (см. гл. 10).

** Отпуск в конвейерной отпускной печи (КОП).

Таблица 15. Параметры термической обработки автодеталей, упрочняемых индукционной закалкой в целях увеличения сопротивления износу

Детали	Рекомендуемый материал	Глубина закалки, мм	Твердость поверхности *HRC*	Закалочная среда	Габаритные размеры, мм	Рекомендуемые частоты, кГц	Примечание
Валы	40	⩾2,5	⩾56	Вода	Диаметр до 50, длина до 300	10	Возможна закалка отдельных зон
Тонкие шлицевые валы		Более двух модулей шлицев	⩾60	»	Длина до 1000	10	—
Рабочие части защелок, коромысел клапанов, храповиков		2—3	50—55	Масло	—	8	—
Валы раздаточных коробок и коробок отбора мощностей		0,8—1,7	52—55	Вода	Диаметр до 30	10	Модуль шлицев до 5 мм
Тонкие оси (штоки) амортизаторов	45	⩽4,0	56—58	Вода	Диаметр до 20, длина до 500	10	Закалка только в вертикальном положении
Червяки рулевого управления		1,0—1,2 (по зубу)	58—60	»	—	Высокие частоты 100—700	Обязателен отпуск
Венцы маховиков		2,5—3	50—55	»	—	Высокие частоты 100—700	Нормализация сварного шва — перед закалкой
Втулки неразъемных шатунов		0,8—1,2	⩾50	»	—	То же	—
Ось коромысел клапанов		1,2—2,7	54—62	»	—	70	Закаливается цилиндрическая поверхность в восьми зонах
Золотники перепускные гидроусилителя руля		0,6—2,5	58—62	»	Диаметр 20	70	Отпуск 140±10° С
Ролики колодки тормоза		1,5—3	50—62	»	Диаметр 40	8	—
Скользящие вилки карданa		2,6—4,6	42—56	»	Диаметр 54	8	Отпуск 190±10° С

Продолжение табл. 15

Детали	Рекомендуемый материал	Глубина закалки, мм	Твердость поверхности *HRC*	Закалочная среда	Габаритные размеры, мм	Рекомендуемые частоты, кГц	Примечание
Поршневые пальцы	55	—	60—62, на глубине 1 мм 48—50	Вода	Толщина стенки 3—5	Высокие частоты 100—700	Закаливается только поверхность
Шаровые пальцы	55 40Х	~5% от диаметра на сторону	⩾56	Вода	—	То же	Контурная закалка сферы
Цапфы картеров	35ХМ	2,3—3	56—58	Вода	Диаметр до 100	10	Для длинных шеек возможна последовательная закалка от галтели
Зубчатые муфты и венцы (закалка зубьев)	50ХМ	⩽1,5	58—62	Эмульсия	—	Высокие частоты 100—700	Возможно предварительное улучшение
Валы водяных насосов	ШХ15	⩾1 (по впадинам)	⩾58	Вода	Диаметр до 15	10	—
Цепные звенья		1—2	⩾60	Масло	—	Высокие частоты 100—700	Нагрев пакетом (2—4 шт.)
Торцы клапанов	Легированные стали	1—1,5	⩾56	Воздух или масло в зависимости от стали	—	То же	Контурная закалка
Гильзы цилиндров	Легированный серый чугун	1,8—2,5	44—46	Вода	До 150	8	Закалка внутренней поверхности
Шкивы коленчатого вала	Серый чугун	1,3—2,7	⩾40	Вода	—	—	Закаливается цилиндрическая поверхность диаметром 62—63 мм

Таблица 16. Примеры использования индукционного нагрева с целью повышения сопротивления статическим и усталостным нагрузкам (при изгибе)

Детали	Рекомендуемые стали	Глубина закалки, мм	Твердость поверхности *HRC*	Закалочная среда	Габаритные размеры, мм (не более)	Рекомендуемые частоты, Гц	Примечание
Коромысла клапанов	45 (50ПП)	⩾2	56—62	Вода	—	—	Закалка конца
Оси блока шестерен КПП	58	1—3	60—65	Вода	Диаметр 32	8000	—
Крестовины карданного вала грузовых автомобилей		⩾1,5; на галтели 1,7—3,7	52—62; на концах шипов 60—66	»	—	2400	—
Крестовины карданного вала легкового автомобиля		1—2,5	59—62; у основания галтелей 52—56	»	—	—	—
Шестерни цилиндрические ведомые		1—2,5	58—63	»	—	2400	Закаливается зубчатый венец
Полуоси легкового автомобиля	40 (селект)	3—5	45—53	Вода	Диаметр до 32	—	Электроотпуск 350° С, 14 с
Полуоси заднего моста грузового автомобиля	47ГТ	⩾6; по впадине шлиц ⩾4	52—58	Вода	Диаметр 40	2500	Отпуск 240 ±10° С, 140 мин в конвейерной печи

Продолжение табл. 16

Детали		Рекомендуемые стали	Глубина закалки, мм	Твердость поверхности *HRC*	Закалочная среда	Габаритные размеры, мм (не более)	Рекомендуемые частоты, Гц	Примечание
Шлицевые втулки карданных валов		40Х (труба)	Закалка сквозная	*HB* 255—302	Вода	Диаметр 50	2400	Электроотпуск 650—670° С, 200 с
Картеры мостов грузовых автомобилей	шейки	35	1,5—3,5	25—35	Вода	Диаметр 75	2400	Электроотпуск 10 с, закалка шеек на длине ⩾84 мм и галтелей
	цапф		1,5—6,0	48—58	»	Диаметр 93	2400	
	шейки цапф балки картера	17ГС (17Г1С)	Сквозная закалка (толщина стенки 10 мм)	⩾28	»	Длина картеров >2000	2400	Электроотпуск закаленных нижних полок 65 с для наведения остаточных сжимающих напряжений
Вилки переключения КПП		20	0,3—0,5	56—62	Вода	—	8000	Закалка конца
Валы (промежуточный, вторичный) КПП		25ХГМ	—	25—40	Воздух	Диаметр 70	8000	Отжиг резьбового конца после химико-термической обработки
Шестерни ведущие главной передачи заднего моста		30ХГТ	—	⩽35	Воздух	Длина 300	8000	То же
Наплавки толкателей клапанов		Хромистый чугун	—	⩾60	Вода	—	—	—

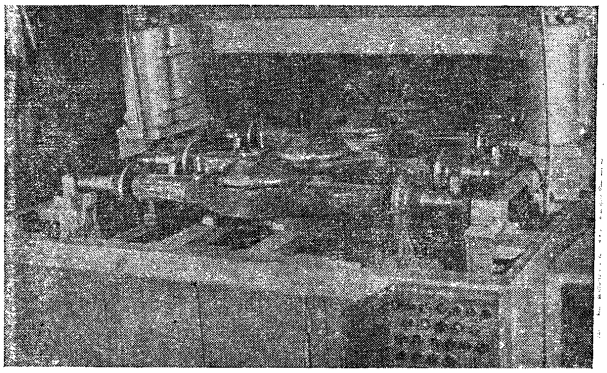


Рис. 5. Станок-полуавтомат для обработки ТВЧ картеров ведущих мостов автомобилей ЗИЛ-130

ТВЧ. На одном станке осуществляется сквозной нагрев (частота 2400 Гц) до 880 ± 10° С за 200 с; охлаждение водой под давлением с самоотпуском при 220—250° С; пауза 40 с, обеспечивающая самоотпуск во всем сечении; замачивание в холодной воде до 20—30° С; сквозной электроотпуск 650—670° С 200 с; окончательное охлаждение в воде и автоматический съем улучшенных деталей.

Применяемые для большинства современных грузовых автомобилей картеры ведущих мостов состоят из двух штампо-сварных полубалок и цапф, привариваемых к балкам поперечным швом. Картер обычно изготовляют из среднеуглеродистых улучшаемых сталей типа 40Х. Перед объемным улучшением подвергают нормализации сварные швы.

Вместо громоздких термических агрегатов длиной до 40 м и шириной до 8 м (длина картеров >2 м) созданы компактные полуавтоматические линии (рис. 5). Среднезагруженные балки трехосных автомобилей рекомендуется изготовлять из нормализованной стали 17ГС (17ГІС) с *НВ* 187—269 с местным упрочнением наиболее нагруженных частей. Охлаждение на воздухе от 1050° С балок картера

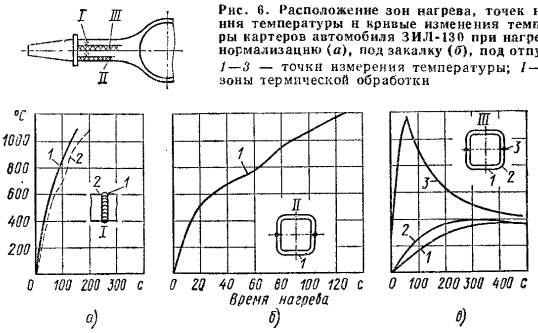


Рис. 6. Расположение зон нагрева, точек измерения температуры и кривые изменения температуры картеров автомобиля ЗИЛ-130 при нагреве под нормализацию (*а*), под закалку (*б*), под отпуск (*в*): *1—3* — точки измерения температуры; *I—III* — зоны термической обработки

Таблица 17. Результаты испытаний на усталость картеров грузовых автомобилей после улучшения и различных вариантов закалки с нагревом ТВЧ

Картер	Марка стали	Термическая обработка	Интервал нагрузок пульсирующего цикла, тс	Число циклов до разрушения $\times 10^{-6}$	
				наименьшее	наибольшее
Заднего ведущего моста двухосного автомобиля грузоподъемностью 6 т	40Х	Объемное улучшение	0—17	0,3	>2,5
	17ГС	Поверхностная закалка	0—17	0,3	5
	17ГС	Обработка с созданием остаточных напряжений сжатия	0—17	1,67	>2,56
Переднего ведущего моста трехосного автомобиля грузоподъемностью 3,5—5 т	40Х	Объемное улучшение	0—8,3	0,34	>1
	17ГС	Поверхностная закалка	0—8,3	1,86	2,52
Заднего моста трехосного автомобиля грузоподъемностью 3,5—5 т	40Х	Объемное улучшение	0—10,5	0,7	>1
	17ГС	Поверхностная закалка	0—10,5	1,45	>2
Заднего (среднего) ведущего моста трехосного автомобиля грузоподъемностью 8 т	17ГС	Обработка с созданием остаточных напряжений сжатия	0—15	1,67	3,47
Заднего (среднего) ведущего моста двухосного автомобиля грузоподъемностью 8 т	40Х	Объемное улучшение	0—15	0,48	1,27
	17ГС	Поверхностная закалка	0—15	1,2	4,1

ЗИЛ-131, ЗИЛ-133 обеспечивает более высокие свойства (табл. 17), чем после объемного улучшения балок из стали 40Х. Однако при такой обработке из-за тонкого сечения балки в рабочих поверхностях не создаются сжимающие напряжения, и поэтому для тяжелонагружаемых картеров двухосных автомобилей (например, ЗИЛ-130) усталостная прочность оказывается недостаточной. В таких случаях рекомендуется на участках действия максимальных напряжений создать сжимающие остаточные напряжения дополнительной местной закалкой и тепловым воздействием (создание термических напряжений без фазовых превращений) с применением индукционного нагрева. Работающие на растяжение нижние полки балок в опасных сечениях (250 мм от стыкового шва к банджо; $h = 10$ мм) подвергаются закалке при 1050° С с охлаждением в воде. Возникающие при этом растягивающие напряжения на боковых стенках балки неопасны, так как в этих сечениях действуют более низкие напряжения.

Отпуск закаленной полки также производится для создания дополнительных сжимающих напряжений. Осуществляется это нагревом сравнительно узких ($^1/_4$—$^1/_3$ высоты) зон на нагруженных боковых стенках балки картера (рис. 6)

до температуры ~1100° С. В результате теплопроводности в требуемой зоне нижней полки температура достигает 350° С. Величину и распределение остаточных сжимающих напряжений можно регулировать температурой и протяженностью зоны активного нагрева, а также режимом последующего охлаждения.

Разработанный метод создания тепловых напряжений за счет местного индукционного нагрева позволяет увеличить долговечность и других тонкостенных изделий коробчатого сечения.

Местный нагрев с помощью ТВЧ целесообразно также использовать для отжига резьбовых концов валов, местной закалки концов вилок переключения передач, наплавки и напайки заглушек клапанов или толкателей клапанов и ряда других технологических операций, некоторые примеры которых приведены в табл. 16.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ассонов А. Д.** Современные методы термической обработки. М.: Машиностроение, 1964. 191 с.
2. **Глипер Р. Е.** Восприимчивость цементованной стали к закалке при различных режимах нагрева. — В кн.: Исследования и разработки на Горьковском автомобильном заводе, вып. 2. Горький: Волго-Вятское книжное издательство, 1977, с. 72.
3. **Голованн В. А.** Повышение качества изделий, получаемых холодной штамповкой. — В кн.: Повышение точности и качества при штамповке. М., 1975, с. 55.
4. **Козловский И. С.** Химико-термическая обработка шестерен. М.: Машиностроение, 1970. 232 с.
5. **Минкевич А. Н.** Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Машиностроение, 1965. 491 с.
6. **Шепеляковский К. З.** Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве. М.: Машиностроение, 1972. 287 с.
7. **Шубин Р. П., Гринберг М. Л.** Нитроцементация деталей машин. М.: Машиностроение, 1975. 207 с.
8. **Benedikt John P.** An overview the commercial heat treating industry. — Metal progr. 1976, 110, numb. 4, p. 42—48.
9. **Vacuum** heat treatment moves into mider areas of application. — Metal and mater, 1976, july — august, p. 28—29.

Глава 19

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ В ТРАКТОРНОМ И СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОМ МАШИНОСТРОЕНИИ

1. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕЛКИХ ДЕТАЛЕЙ

Особенности термической обработки мелких деталей. В тракторном и сельскохозяйственном машиностроении к наиболее массовым мелким деталям относятся детали роликовых цепей (ролики, втулки, валики, пластины), корпуса пресс-масленок консистентной смазки, ниппели рукавов высокого давления, самонарезающий и самоконтрящийся крепеж, нормали, пружинные шайбы, оси, фланцы и др.

Мелкие детали изготовляют из сталей 08кп, 10, 15, 20, 20Х, 45, 65Г, 18ХГТ и др. Широкое распространение получают новые способы изготовления мелких деталей методом листовой штамповки и холодного выдавливания.

Решающее влияние на качество термической обработки мелких деталей оказывают размещение деталей в рабочем пространстве печи во время нагрева, способ погружения их в закалочную жидкость, интенсивность охлаждения всей закаливаемой массы деталей.

На термическую обработку мелкие детали должны поступать в готовом виде без последующей механической обработки, поэтому технологический процесс и выбранное оборудование должны предохранить детали, в частности детали с наружными резьбами, от окисления, обезуглероживания, забоин и других повреждений.

В условиях массового производства мелкие детали в печи не рекомендуется располагать «навалом» (в неподвижном состоянии), так как при этом не обеспечивается равномерный нагрев, равномерное омывание технологическим газом наружных и внутренних поверхностей всех деталей. За время перемещения из последней зоны печи до закалочной жидкости мелкие детали не должны чрезмерно подстуживаться во избежание неполной закалки.

Основными видами термической обработки мелких деталей являются нитроцементация, цементация, светлая закалка, безокислительный отжиг с применением контролируемых атмосфер и отпуск. Для осуществления этих процессов в массовом производстве могут быть рекомендованы отечественные специальные конструкции термического оборудования.

Технология и оборудование для химико-термической обработки мелких деталей. Для обеспечения надежности и долговечности роликовых цепей, корпусов пресс-масленок, самонарезающего крепежа особое значение имеет правильный выбор методов упрочняющей термической обработки. В табл. 1 приведены основные технические требования чертежей этих деталей.

Наиболее высокие свойства деталей цепей (валиков, втулок, роликов) достигаются в случае применения нитроцементации в автоматических установках конструкции НИИтракторосельхозмаша (г. Москва). При этом соблюдались следующие технологические условия:

Температура нитроцементации, °С	$870^{\pm 10}$
Общее время нагрева и выдержки, мин:	
для слоя 0,2—0,5 мм	90—100
» » 0,3—0,7 мм	100—120
» » 0,4—1,0 мм	120—135
Среда охлаждения:	
для деталей из сталей 20Х (20Г), 10, 15, 20	Вода, 35° С
для деталей из стали 18ХГТ	Масло, 40—80° С

Температура отпуска, °С:	
для валиков и втулок	$190^{\pm 10}$
для роликов	$270^{\pm 10}$
Продолжительность отпуска, мин	45
Состав газовой смеси, %:	
эндогаз	77
природный газ	20
аммиак	3
Количество газовой смеси в 1 ч в печном пространстве	5-кратный объем муфеля

Содержание углерода в нитроцементованном слое деталей составляло около 0,8%, азота — около 0,3%. При выборе оборудования для нитроцементации с непосредственной закалкой необходимо учитывать особенности термической обработки мелких деталей, изложенные выше.

Для химико-термической обработки мелких деталей также могут быть рекомендованы печи непрерывного действия — ретортные, с пульсирующим подом и периодического действия — барабанные, камерные и др.

Просты и надежны в эксплуатации автоматические установки барабанного типа конструкции НИИтракторосельхозмаша, предназначенные для термической и химико-термической обработки мелких деталей (табл. 2, рис. 1). В установке такого типа можно осуществлять нитроцементацию мелких деталей с непосредственной закалкой в масле или воде и безокислительную закалку. Установка состоит из загрузочного барабана *1*, камеры нагрева *2* (имеет три или две условных зоны) с размещенным в ней муфелем со шнеком *3* (муфель изготовляется центробежным литьем из стали 36Х18Н25С2, сварной шнек — из листовой стали 20Х23Н18), разгрузочного устройства *4*, механизма привода вращения муфеля *5*, бака для закалки *6* с виброэлеватором для выгрузки деталей, электрооборудования, приборов контроля, автоматического регулирования температуры и состава технологических газов и др. Обрабатываемые детали загружаются в установку автоматически по команде уровнемера. Загрузочное устройство, представляющее собой барабан, герметически соединенный с муфелем, имеет значительные преимущества по сравнению с барабанным загрузчиком печей типа СБЦ конструкции ВНИИЭТО — емкость ковша загрузочного устройства можно регулировать в широком диапазоне и обеспечить загрузку деталей в муфель без раз-

Таблица 1. Основные технические требования чертежей мелких деталей

Тип изделий	Наименование деталей	Марка стали	Толщина нитроцементованного слоя, мм	Твердость *HRC*
Роликовые цепи:				
ПРД38-3000	Валик	20Х (20Г)	0,3—0,7	54—62
	Втулка	10, 15, 20	0,2—0,5	54—62
	Ролик	10, 15, 20	0,2—0,5	47—55
	Пластины нормальные и специальные	45, 50	—	32—40
ПР25,4-5000	Валик	18ХГТ	0,3—0,7	54—62
	Втулка	10, 15, 20	0,2—0,5	54—62
	Ролик	10, 15, 20	0,2—0,5	47—55
	Пластины нормальные и специальные	45, 50	—	32—40
КТ10010Г	Валик	18ХГТ	0,4—1,0	54—62
	Втулка	10, 15, 20	0,3—0,7	54—62
	Ролик	10, 15, 20	0,3—0,7	45—55
	Пластины нормальные и специальные	45	—	32—40
Пресс-масленки типа 1.2, 1.3 (ГОСТ 19853—74)	Корпус	08кп	0,1—0,3	⩾56
Самонарезающий крепеж	Винты ⌀ 4×8, 6×8, М6 с полукруглой и шестигранной головками	08кп, 10кп, 10, 20	0,08—0,25	⩾56

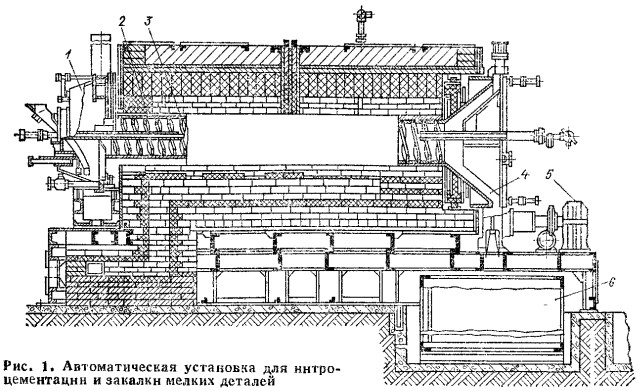


Рис. 1. Автоматическая установка для нитроцементации и закалки мелких деталей

герметизации печи. Следует отметить, что при нитроцементации с непосредственной закалкой в воде размеры корпусов пресс-масленок не изменяются, забоин и искажения резьбы не наблюдается, детали имеют чистую поверхность и не нуждаются в очистке. К задней стенке разгрузочного лотка подводится под давлением закалочная жидкость, что обеспечивает стабильное и высокое качество всей массы обрабатываемых деталей.

Технологические газы подаются в муфель со стороны загрузки в зону нагретых до рабочей температуры деталей. Для контроля и регулирования углеродного потенциала технологической атмосферы рекомендуются установки ОА-2209 с оптико-акустическим газоанализатором конструкции НИИТМАШа (г. Волгоград).

На рис. 2 показана одна из схем расположения печей с вращающейся ретортой в поточной линии химико-термической обработки мелких деталей. Линия

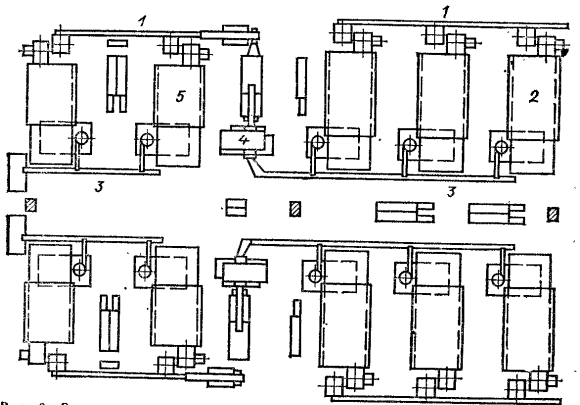


Рис. 2. Схема расположения печей с вращающейся ретортой в поточной линии химико-термической обработки мелких деталей

Таблица 2. Основные технические данные автоматических установок для термической и химико-термической обработки мелких деталей

Показатели	Назначение типовых автоматических установок. Индекс чертежа									
	Непрерывная газовая нитроцементация (цементация) и закалка		Светлая закалка			Светлый отжиг	Безокислительный и высокотемпературный отпуск или отжиг	Газовая цементация без закалки, светлый отжиг или среднетемпературный отпуск	Низкотемпературный отпуск
	И120М	И095	И135		И075	И072М	И121М	И072	И141
Максимальная рабочая температура, °С	950	950	950		950	950	750—950	950	300
Число зон температурных	3	3	2		3	2	2	2	2
Максимальный расход газа на обогрев, м³/ч	35	—	32		—	—	40	—	—
Установленная мощность, кВт	3,5	163	3,5		163	140	2,2	160	78
Размеры рабочего пространства, мм: внутренний диаметр муфеля	440	450	440		430	430	440	450	460
активная длина муфеля	3760	3700	2800		2800	3640	3640	2800	3640
Число витков шнека, шт.	27	27	20		20	24	24 (активных — 20)	20	25
Рабочий объем одного витка шнека, л	3,4	3,4	3,4		3,4	3,2	3,4	3,4	3,4
Максимальная производительность, кг/ч	180 *	180 *	200		150 *	150	300	130	250—300
Габаритные размеры, мм	6650×3000×2800	6664×3000×2500	5500×3000×2800		5400×3000×2800	6500×2000×2300	6100×3000×2800	6250×3110×2800	5700×1800×2800
Расход технологической газовой среды (в муфеле), м³/ч	5—6	5—6	5—7		5—7	5—7	5—7	5—6	—

* При глубине нитроцементованного слоя 0,3—0,7 мм.

из трех печей нитроцементации (цементации) *2*, моечной машины *4* и двух отпускных печей *5*, связанных раздаточными *1* и сборными *3* транспортерами может обеспечить производительность около 540 кг/ч (при глубине нитроцементованного слоя на валиках 0,3—0,7 мм) или около 600 кг/ч при светлой закалке деталей типа пластин, шайб и др.

При такой схеме оборудование для термической и химико-термической обработки может быть легко встроено в общий поток; удачно решается межоперационная транспортировка, что позволяет полностью автоматизировать весь процесс изготовления деталей. Кроме того, компоновка термических участков, цехов и механических цехов указанными автоматическими установками, которые имеют аналогичные взаимозаменяемые узлы (загрузочные устройства, муфели, шнеки, закалочные баки, вибровыгрузчики и др.) облегчает их эксплуатацию и ремонт.

В мелкосерийном производстве для химико-термической обработки могут быть рекомендованы отечественные шахтные печи (СШЦМ—6.6/9) и печи зарубежных фирм, например, фирмы «Вилд Барфельд» (Англия), исключающие перемешивание последовательно обрабатываемых партий деталей.

Технология и оборудование для светлой закалки и отпуска. С целью предохранения поверхности деталей цепей из углеродистых сталей 45, 50, пружинных шайб из стали 65Г от окисления и обезуглероживания необходимо применение светлой закалки с последующим безокислительным отпуском (для пластин цепей). Отпуск в окислительной атмосфере значительно затрудняет удаление окалины с поверхности пластин цепей и других деталей.

Состав атмосферы для нагрева под закалку, получаемой в эндогенераторах ЭН-60 (в %): 18—20 CO; 38—40 H_2; $<0{,}3$ CO_2; <1 CH_4; остальное азот; точка росы — $2 \div -4$° С. Для безокислительного отпуска при $490^{\pm 10}$ °С применяется экзогаз, получаемый в установках N_2 — 150ПД (конструкции Стальпроект, г. Москва) методом сжигания природного газа с последующим поглощением CO_2 водным раствором моноэтаноламина, регенерацией его и сушкой. Состав экзогаза, %: 1,8—2,2 CO; 2,2—2,4 H_2; CO_2 — следы; остальное N_2; точка росы — 40° С.

При безокислительной закалке общее время нагрева и выдержки пластин 30 мин, пружинных шайб 15—20 мин, среда охлаждения — масло индустриальное И-12А, И-20А, с температурой 40—80° С. Продолжительность последующего отпуска 45 мин.

Для светлой закалки мелких деталей могут быть рекомендованы автоматические установки, аналогичные показанной на рис. 1 (см. табл. 2) и конвейерные закалочно-отпускные агрегаты СКЗА с низким или высокотемпературным отпуском (производительность агрегатов от 100 до 800 кг/ч), комплектуемые конвейерными электрическими печами с контролируемой атмосферой типа СКЗ, моечными машинами и баками замочки.

Из зарубежных установок представляют интерес двух- и однокамерные агрегаты фирм «Дегусса» (ФРГ) и «Эфко» (Англия), принципы действия которых аналогичны.

Технология и оборудование для безокислительного отжига. В связи со значительным ростом производства мелких деталей методами листовой штамповки и холодного выдавливания особую значимость преобретает технология безокислительного отжига с регламентированной скоростью охлаждения. При изготовлении мелких деталей указанными методами значительно повышаются требования к межоперационному отжигу полуфабрикатов. При этом необходимо обеспечить однородность свойств по всему сечению детали, исключить образование пересыщенного твердого раствора, процесс старения, получить наиболее выгодную микроструктуру с определенным баллом зерна феррита (для штамповки полуфабрикатов из холоднокатаной ленты 08кп толщиной 1—2 мм допустимый балл зерна феррита 5—7 с отдельными мелкими участками перлита, расположенными в стыках ферритных зерен; соотношение перлита с ферритом в поверхностном слое не должно превышать 10/90; допускается наличие структурно-свободного цементита, соответствующего баллам 0—2 рядов А—В шкалы ГОСТ 5640—68). Полуфабрикаты могут дважды (и чаще) подвергаться межоперационному светлому отжигу и после каждой такой обработки должны иметь чистую и светлую поверхность для исключения трудоемкой операции очистки от окалины и обеспечения

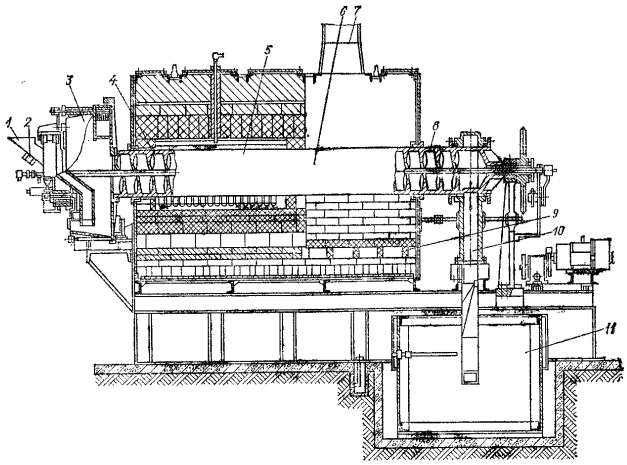


Рис. 3. Автоматическая установка для безокислительного отжига мелких деталей

высокой стойкости пуансонов и матриц. Такие качества полуфабрикатов получаются при безокислительном отжиге в атмосфере эндогаза при 930° С (нагрев в течение 20 мин, выдержка 15 мин) с последующим охлаждением со скоростью не более 30° С/мин до 350° С (20 мин); дальнейшее охлаждение заготовок в воде.

Для безокислительного отжига мелких деталей может быть рекомендована автоматическая установка (рис. 3), основные технические данные которой приведены в табл. 2. На лотке *1* установлена газопламенная завеса *2*, предохраняющая муфель печи от попадания воздуха. Заготовки одинаковыми порциями из загрузочного барабана *3* попадают в муфель печи *4* и подвергаются отжигу. Эндогаз через загрузочный барабан подается в муфель печи, который имеет две зоны: зону нагрева *5* с температурой отжига и зону регулируемого охлаждения *6*. Футерованная зона нагрева обогревается нихромовыми нагревателями, расположенными по боковым стенкам и на своде печи. Зона охлаждения не футерована, имеет шибер *7*, в нижней части — специальные окна *9* для регулирования скорости охлаждения муфеля с полуфабрикатами. Третья зона *8* муфеля находится вне печи. Детали после медленного охлаждения в муфеле через разгрузочный лоток *10* высыпаются в бак для замачивания *11*, который можно использовать и для пассивирования.

На базе разработанных технологического процесса и установок для межоперационного безокислительного отжига полуфабрикатов создано полностью автоматизированное производство пресс-масленок консистентной смазки (завод Сельхозмашиностроения им. Ухтомского, г. Люберцы), а также открылась перспектива изготовления многих мелких деталей методами листовой штамповки и холодного выдавливания.

Свойства мелких деталей. Работоспособность многих сельскохозяйственных машин зависит от долговечности роликовых цепей. Обработка деталей цепей и других деталей в автоматических установках непрерывного действия (см. табл. 2) обеспечивает им стабильные и высокие свойства: толщина нитроцементованного слоя втулок находится в пределах требований чертежа и колеблется в пределах ±0,02 мм. Насыщение поверхностного слоя деталей углеродом составляет 0,8%, азотом — до 0,3%. При твердости втулок и валиков *HRC* 54—62 разброс твердости

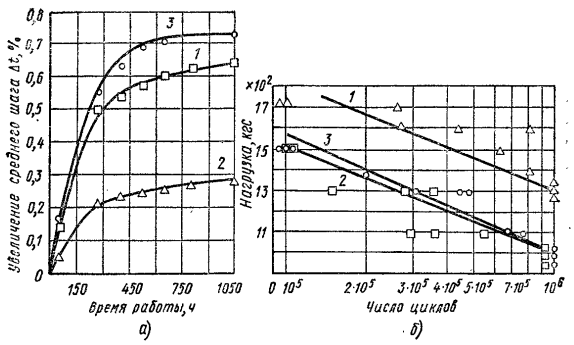


Рис. 4. Изменение среднего шага — износостойкости (*а*) и усталостной прочности (*б*) цепей после нитроцементации, закалки и отпуска:
1 — в автоматических установках непрерывного действия с контролируемой атмосферой; *2, 3* — в печах периодического действия без контролируемой атмосферы (данные ВНИИПТуглемаш)

в основном 1—2 единицы *HRC*; распределение твердости по толщине слоя имеет равномерно спадающий характер. Это обеспечивает роликовым цепям высокие износостойкость и усталостную прочность (рис. 4). Однако при назначении методов упрочнения необходимо учитывать зависимость долговечности роликовых цепей от технологических свойств материалов, из которых они изготовляются [2].

2. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПЛОСКИХ ДЕТАЛЕЙ И КОЛЕЦ

Особенности термической обработки плоских деталей и колец. В сельхозмашиностроении значительный объем термической обработки занимают плоские детали с отношением толщины к наибольшему размеру 1/50—1/200 (диски посевных и почвообрабатывающих машин, диски сцепления различных фрикционных механизмов тракторов и др.).

До последнего времени эти детали либо применяли без термической обработки, что снижало их стойкость, либо подвергали термической обработке с нагревом в камерных печах или соляных ваннах с закалкой в масле и последующими операциями мойки, правки, очистки от окалины, рихтовки.

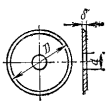
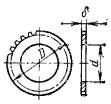
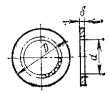
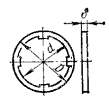
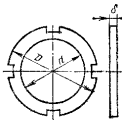
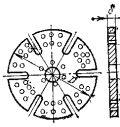
Эти трудоемкие, немеханизированные процессы не обеспечивают стабильных свойств деталей по твердости, структуре, деформации.

Технология и оборудование для термической обработки дисков с нагревом ТВЧ. Для дисков сеялок из стали 65Г разработана и рекомендуется следующая технология термической обработки: закалка ТВЧ при 900±^{50} °С в водоохлаждаемых штампах, отпуск в штампах с индукционным нагревом до 450—500° С, охлаждение на воздухе в стопке. После такой обработки твердость и коробление дисков сеялок соответствуют техническим условиям (табл. 3), структура стали представляет собой троостит или троосто-мартенсит.

Обработка осуществляется на специальной автоматической установке, схема которой представлена на рис. 5, *а*, а основные технические данные — в табл. 4.

Установка включает загрузочное устройство *13*, индуктор нагрева под закалку *10*, закалочный штамп *5* с неподвижной и подвижной частями, охлаждаемыми водой, отпускной штамп *3* с индукторами в подвижной и неподвижной частях, перекладчик, состоящий из тяги *8*, цанг *4, 6, 9* и электромагнит *1*, пневмоцилиндры *2, 7, 11* и электромагнит загрузки *12*.

Таблица 3. Требования чертежа по твердости и короблению дисков из стали 65Г

Эскиз детали	Наименование детали	Основные размеры дисков, мм			Твердость HRC	Коробление по плоскости (менее или равно), мм
		D	d	δ		
	Диск зерновых сеялок	350	60	2,5	35—40	3
	Диск ведомый муфты поворота трактора ТДТ-55	306	225	4	32—40	0,35
	Диск ведущий муфты поворота трактора ТДТ-55	290	210	4	32—40	0,35
	Диск ведомый муфты сцепления пускового двигателя	134	112	4	40—47	0,2
	Диск ведущий муфты сцепления пускового двигателя ПД-10М-2	150	112	4	40—47	0,2
	Диск сцепления самоходного шасси СК-4	254	55	2	38—48	0,3

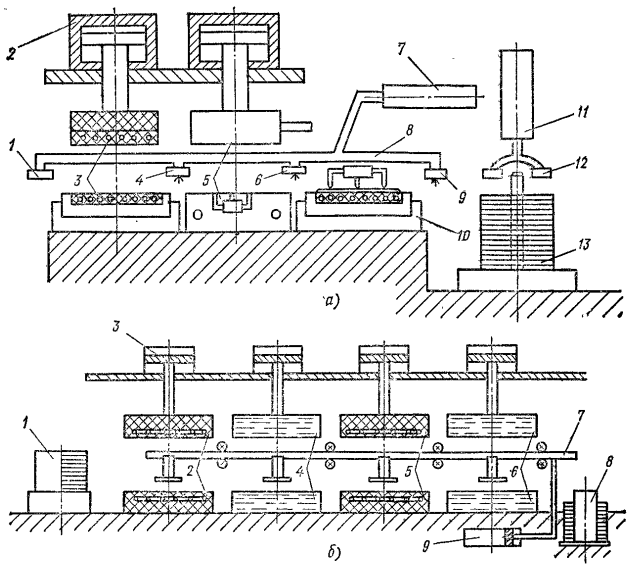


Рис. 5. Схемы автоматических установок для термической обработки дисков: *а* — сеялок; *б* — фрикционов

Таблица 4. Основные технические данные установки для термической обработки дисков

Показатели	Диски		
	сеялок	сцепления	фрикционов
Производительность, шт/ч	135	120	90
Емкость магазина, шт.	270	100	100
Источник питания нагревателей	Два преобразователя (N = 100 кВт, f = 8000 Гц)	Преобразователь (N = 100 кВт, f = 8000 Гц)	Сеть 380 В, вторичное напряжение 26,5 В
Потребляемая мощность, кВт	250	125	35
Усилие зажатия диска, тс:			
при нагреве под закалку	—	—	0,3
при охлаждении	3,5	2,8	1,0
при отпуске	2,5	—	0,3
при охлаждении после отпуска	2,5	—	1,0
Расход, м³/ч:			
сжатого воздуха при давлении 4 кгс/мм²	50	3	20
воды	10	18	2,0
Габаритные размеры, мм	3940×1610×2140	3000×1830×2200	2500×1700×1800
Масса, кг	5500	5000	9000

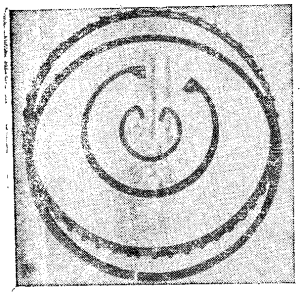


Рис. 6. Маслосъемные стальные поршневые кольца, состоящие из расширителя и сегментов; пружинные стопорные кольца

Установки конструкции НИИтракторсельхозмаша с нагревом ТВЧ успешно эксплуатируются на заводах «Белинсксельмаш», «Красная звезда» (г. Кировоград), Новосибирском «Сибсельмаш» и др. Внедрение одной установки обеспечивает экономию около 30 тыс. руб. При этом достигнуто повышение износостойкости дисков в 2—3 раза.

Технология и оборудование для термической обработки дисков в электроплитах. Для зубчатых дисков бортовых фрикционов из стали 65Г разработан процесс, который значительно снижает их деформацию, окалинообразование и обеспечивает стабильную твердость.

Процесс состоит из следующих операций: 1) закалки от 860—870 °С в плитах, обогреваемых внутренними электроспиралями с последующим охлаждением в водоохлаждаемых матрицах; 2) отпуска при 400—410° С в штампах, нагреваемых внутренними спиралями; 3) охлаждения в водоохлаждаемых матрицах.

Коробление по плоскости на дисках муфты поворота трактора ТДТ-55 (см. табл. 3) при этом не превышает 0,15 мм при равномерной твердости по всей поверхности.

Процесс отработан применительно к автоматической установке, предназначенной для работы в поточных линиях изготовления дисков фрикционов. Установка (см. рис. 5, *б*) представляет собой два параллельных ручья, на каждом из которых осуществляются операции загрузки, закалки, отпуска, охлаждения и разгрузки. Диски поштучно проходят все операции.

Установка состоит из загрузочной кассеты *1*, штампов для нагрева под закалку *2*, силовых пневмоцилиндров *3*, штампов для охлаждения при закалке *4*, штампов для отпуска — термофиксации *5*, штампов для охлаждения после отпуска *6*, передаточного механизма *7*, приемной кассеты *8*, цилиндра привода передаточного механизма *9*.

Две установки подобного типа для термической обработки дисков бортовых фрикционов тракторов ТДТ-40М и ТДТ-55 внедрены на Онежском тракторном заводе, на Харьковском заводе тракторных двигателей, Чебоксарском заводе промышленных тракторов. Значительное снижение деформации при новом технологическом процессе позволило применять для изготовления дисков прокат меньшей толщины, что дало экономию металла свыше 500 т в год, снизило расход инструмента и трудоемкость шлифования. Автоматизация процесса позволила ликвидировать ручной труд и сэкономить производственные площади.

Технология и оборудование для светлой закалки колец. В СССР и за рубежом получили распространение конструкции маслосъемных поршневых колец высокой приспособляемости, которые при эксплуатации повторяют геометрические искажения гильз цилиндров с помощью радиальных и тангенциальных расширителей. Особое место в конструкциях таких колец занимают маслосъемные хромированные кольца из стальной ленты (У8, 50ХФА) с тангенциальными расширителями (рис. 6), от которых требуются высокие упругие свойства.

Безокислительная закалка, отпуск и термофиксация стальных поршневых колец из сталей У8, 50ХФА и др., а также всевозможных пружинных стопорных колец из плющеной стальной проволоки (сталь 70 и др.) или стальной ленты (65Г и др.) дают хорошие результаты в случае нагрева в кипящем слое. На рис. 7 показана схема автоматической установки с кипящим слоем для безокислительной закалки и отпуска поршневых колец, эксплуатируемой на Одесском заводе поршневых колец. Основные технические данные установок с кипящим слоем приведены в табл. 5.

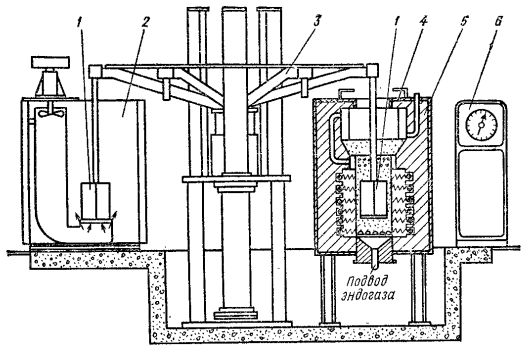


Рис. 7. Схема автоматической установки с кипящим слоем:
1 — оправки; *2* — закалочный бак; *3* — механизм загрузки и выгрузки; *4* — бортовой отсос; *5* — печь для безокислительного нагрева под закалку; *6* — шкаф теплового контроля

Оправки с навитыми на них кольцами вручную устанавливают на штанги; последующие операции термической обработки осуществляются автоматически. Конструкция установки для термофиксации (температура термофиксации 450° С, общее время нагрева 20 мин) стальных колец аналогична конструкции отпускной печи (табл. 5). Колебание диаметра стальной спирали, термофиксированной в кипящем слое на круглой оправке, не превышает 0,3 мм при допуске 0,6 мм. Просветность сегментов после термофиксации в кипящем слое не превышает 0,03 мм (при термофиксации в шахтных печах достигает 0,06 мм). Теплостойкость колец после термофиксации в кипящем слое в течение 15 мин такая же, как у колец, обработанных в течение 1 ч в шахтной печи.

Таблица 5. Основные технические данные установок с кипящим слоем для термической обработки стальных колец

Показатели	Закалочная печь *	Отпускная печь *
Тип печи	Шахтная муфельная	Шахтная муфельная
Размеры рабочего пространства муфеля (диаметр × высота), мм:	450×600	500×600
Максимальная температура, °С	950	500
Промежуточный теплоноситель	Электрокорунд № 32	
Расход ожижающего агента, м³/ч	30 (эндогаз)	60 (сжатый воздух)
Габаритные размеры, мм:	5000×4000×3500 (включая механизм загрузки, закалочный бак)	4500×4000×3500 (включая механизм загрузки, охладитель)

* Число оправок в печи — 4, число тангенциальных расширителей на оправке, обрабатываемых за 1 ч, — 400, продолжительность цикла 15—20 мин, установленная мощность 50 кВт, число нагревателей — 3, расход электрокорунда на 1000 шт. колец — 0,35 кг.

3. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ШЕСТЕРЕН

Оборудование для химико-термической обработки. В отрасли тракторного и сельскохозяйственного машиностроения изготовляется около 50 млн. шестерен в год [10], в том числе цилиндрических шестерен около 44 млн., конических — около 5,5 млн. Наиболее массовыми являются шестерни коробок перемены передач (КПП) трансмиссий и шестерни газораспределения двигателей.

Основным методом обеспечения высокой долговечности зубчатых колес является химико-термическая обработка.

Основное направление развития и совершенствования процессов нитроцементации и цементации — проведение этих процессов в комплексных автоматических линиях (безмуфельных агрегатах) с зональным автономным регулированием состава атмосферы и полной автоматизацией управления технологическими процессами.

В настоящее время разработаны и внедрены высокопроизводительные безмуфельные агрегаты, предназначенные для выполнения различных вариантов химико-термической обработки шестерен и других деталей из различных легированных сталей (табл. 6).

Для химико-термической обработки шестерен в тракторном и сельхозмашиностроении применяют шесть основных режимов (табл. 7). Параметрический ряд толкательных агрегатов разработан Саратовским СКБ электротермического оборудования [8].

Для средне- и мелкосерийного производства шестерен могут быть рекомендованы универсальные камерные печи типа СНЦ и скомпонованные из них агрегаты. В таких агрегатах можно осуществлять химико-термическую и термическую обработку шестерен по схемам 1, 2, 7, 11, 13 (см. табл. 7). Весь цикл работы механизмов и управление технологическими процессами автоматизированы.

В тракторном и сельхозмашиностроении для химикотермической обработки применяют значительное число шахтных муфельных печей типа «Ц». Для проведения процессов цементации в них в качестве карбюризаторов часто используются жидкие углеводороды: пиробензол, осветительный керосин, синтин. Для всех карбюризаторов обязательным является требование минимального содержания серы — не более 0,04%. При повышенной концентрации серы процесс цементации замедляется, увеличивается выделение сажи и смол.

Интенсивность подачи карбюризатора оценивается по количеству капель в минуту (в 1 $см^3$ содержится и регулируется специальными капельницами 25—30 капель). Оптимальная подача жидкого карбюризатора для шахтных печей типа Ц-60, Ц-75, Ц-90 при цементации 0,3—0,4 л/ч, что соответствует подаче жидкости 120—180 капель в мин. Продолжительность выдержки при цементации с использованием различных карбюризаторов приведена в работе [5].

Жидкие карбюризаторы используются и для проведения процесса нитроцементации, в этом случае к ним добавляется аммиак. Лучшим из жидких карбюризаторов, применяемых для нитроцементации, является триэтаноламин, обладающий хорошей активностью и высоким газообразованием: из 1 $см^3$ триэтаноламина образуется 1,18 л газа. При нитроцементации триэтаноламином сажа в печи не образуется, что способствует ускорению процесса насыщения и получению более стабильных результатов химико-термической обработки.

Расход триэтаноламина устанавливается в зависимости от типа печи, числа одновременно обрабатываемых деталей, глубины слоя.

Наиболее эффективным является комбинированный цикл насыщения с подачей триэтаноламина в начальный период процесса 130—150 кап./мин и последующей выдержкой при подаче 25—50 кап./мин.

Такие процессы можно применять в случае отсутствия природного газа. Лучшее качество химико-термической обработки в шахтных муфельных печах можно получить при газовой цементации и нитроцементации с использованием эндотермической атмосферы, природного газа и аммиака. Расход смеси газов, как правило, равен 4—6-кратному часовому обмену. Качество химико-термической обработки в шахтных муфельных печах ниже, чем в безмуфельных агрегатах и универсальных камерных печах. В связи с этим применять шахтные печи можно для мелкосерийного производства в случае использования жидких карбюризато-

Таблица 6. Безмуфельные агрегаты, разработанные институтами Минсельхозмаша

Показатели	Наименование оборудования (индекс проекта)				
	Двухрядный агрегат (0819.00.00.000) для газовой цементации и нитроцементации с непосредственной закалкой в горячем масле, мойки и низкого отпуска*	Двухрядный агрегат (0820.00.00.000) для газовой цементации и нитроцементации с последующим регулируемым охлаждением в среде защитного газа*	Двухрядный агрегат (0811.00.00.000) для газовой цементации, закалки (с предварительным подстаживанием после цементации) с 850—880°С в масло, нагревом до 860±10°С в защитной атмосфере), мойки и низкого отпуска*	Однорядный агрегат (4118.00.00.000) для газовой цементации и нитроцементации с непосредственной закалкой в горячем масле, мойки и низкого отпуска**
Производительность, кг/ч	До 400 (при глубине нитроцементации 0,6—1,6 мм)	350—400 (при глубине цементации 0,8—1,7 мм)	350—400 (при глубине цементации 1,2—1,7 мм)	140 (при глубине цементации 1,1—1,4 мм)
Число поддонов в печи, шт.	40	40	40	19
Размеры поддона, мм	560×560	560×560	560×580	405×650
Высота загрузки на поддоне, мм	До 550	550	550	400
Загрузка на поддон, кг	100	100	176	80
Расход природного газа на обогрев печи, $м^3/ч$	77—85	77—85	97—107	50
Тип и число радиационных труб	V-образные с двухпроводными горелками и рекуператорами, 23	V-образные с двухпроводными горелками и рекуператорами, 23	V-образные с двухпроводными горелками и рекуператорами, 22	Вертикальные с однопроводными инжекционными горелками, 67
Расход технологических газов, $м^3/ч$: природного газа	3,5	3,5	3,5	2,5—3,0
эндогаза	80,0	85,0	107,0	25,0—31,0
аммиака	3,7	3,7	3,7	0,35—0,40
Габаритные размеры, мм	16 160×8 661×3 680	20 208×8 445×3 680	17 745×9 451×3 918	11 700×7 400×6 500
Масса, т	120	110	144	—
Место внедрения	Минский тракторный, Кировский металлургический и машиностроительный (г. Ленинград), Ташкентский тракторный заводы	Орловский завод шестерен	Минский тракторный, Кировский металлургический и машиностроительный (г. Ленинград), «Моссельмаш» заводы	Виницкий завод тракторных агрегатов им. XXV съезда КПСС

* Проектировщик — Волгоградский НИИТМАШ; для агрегата 0811.00.00.000 предусмотрена возможность закалки деталей в прессе.

** Проектировщик — НИИтракторсельхозмаш (г. Москва).

Таблица 7. Схемы основных режимов химико-термической и термической обработки шестерен тракторов и сельскохозяйственных машин и агрегаты для их осуществления

№ схемы	Технологические операции	Материал шестерен	Тип агрегата-представителя
1	Нитроцементация, закалка *, низкий отпуск	25ХГТ, 20ХНР, 25ХНТЦ (25ХГНМАЮ), (25ХГНМБФ)	СТЦА—5.60.5/3-С2, П-обр. 1-й ряд. лев. сх. 1 СТЦА—10.60.5/3-С1, П-обр. 2-й ряд. лев. сх. 1
2	Цементация, подстуживание и выравнивание температуры в обособленной камере, закалка, низкий отпуск	18ХГТ, 25ХНТЦ, 25ХГНМАЮ	СТЦА—4.80.5/3—П2Л-С1
3	Цементация, охлаждение и выдержка в камере с температурой A_1, нагрев под закалку, закалка, низкий отпуск	20ХН3А, 20ХГНР	СТЦА—10.100/5/3-С1, П-обр. 2-й ряд. лев, сх. 3
7	Цементация, охлаждение в камере до температуры 200—300° С, высокий отпуск, охлаждение в камере до температуры 200—300° С, нагрев под закалку, закалка, низкий отпуск	12Х2Н4А, 18Х2Н4ВА, 20Х2Н4А	СТЦА—5.100.5/3—П7Л-С1
11	Цементация, охлаждение в камере до температуры 250—300° С **	18ХГТ, 25ХНТЦ, 20ХН3А	СТЦА—10.100.5/10—П11Л-Б1
13	Цементация (с подстуживанием до температуры закалки), закалка, высокий отпуск, охлаждение	12Х2Н4А, 18Х2Н4ВА, 20Х2Н4А, 20ХН3А (при наличии промежуточной механической обработки)	СТЦА—5.100.5/7-С1, Шобр., 1-й ряд. сх. 13

* Закалка в агрегатах осуществляется либо в холодном, либо в горячем масле. После закалки необходима промывка и сушка деталей.

** При наличии промежуточной механической обработки или местной закалки с нагревом ТВЧ.

ров, для обработки длинномерных деталей. В остальных случаях необходимо применять универсальные камерные печи и безмуфельные агрегаты.

Закалка шестерен в прессах. В тракторном машиностроении имеется группа зубчатых колес сложной конфигурации (ведомые шестерни главных передач, задних мостов и бортовых передач тракторов и самоходных шасси и некоторые шестерни коробки перемены передач), закалку которых с целью повышения точности изготовления необходимо осуществлять в фиксированном состоянии в штампах специальных прессов.

Закалочные прессы (табл. 8) позволяют регулировать передаваемое на деталь усилие в широких пределах как в осевом, так и в радиальном направлении, осуществлять пульсацию нагрузки, регулировать подачу масла в процессе охлаждения деталей. В некоторых конструкциях прессов автоматическое устройство передает деталь со стола на нижнюю матрицу штампа: после закалки деталь автоматически передается в бак для окончательного охлаждения, а затем выдается на разгрузочную позицию.

На Челябинском заводе тракторных агрегатов внедрен технологический процесс малодеформационной закалки цементованных шестерен коробки перемены передач с модулем зуба 6—7 из стали 20ХГНР на автоматической линии. В состав линии входят две карусельные печи (2СА3—25.61.5/9) с защитной атмосферой для нагрева шестерен под закалку, два закалочных пресса «Глисон» модели 529, 537, моечная машина МКП-0,6.20, отпускная конвейерная электропечь СКО—8.55.4/3, два передаточных транспортера и механизмы передачи деталей на стол закалочного бака. Производительность линии 36—50 шестерен в час. Оборудование линии работает в автоматическом цикле [18, 19]. В прессе «Глисон» усилие на деталь передается с помощью штампа специальной конструкции. В конструкции стола пресса и штампа предусмотрена возможность предварительного изгиба шестерни в осевом направлении для предотвращения одностороннего коробления обода (конусности). Величина изгиба регулируется. Конструкция штампов, пульсирующий цикл рабочих давлений в закалочном прессе, регулирование потока масла по количеству и времени позволили значительно снизить коробление шестерен во время операции закалки, обеспечив максимальную деформацию шлицевого отверстия 0,1 мм, торцевое коробление 0,05—0,08 мм. Экономический эффект от внедрения линий закалки шестерен коробки перемены передач составил 180,0 тыс. руб. [19].

Низкотемпературная нитроцементация шестерен. При низкотемпературной газовой нитроцементации, разработанной в Советском Союзе [6], насыщение деталей азотом и углеродом осуществляется при 570—620° С в атмосфере газообразного аммиака и углеродсодержащего газа. На поверхности стальных деталей образуется так называемый белый слой карбонитридов толщиной 7—60 мкм и далее диффузионный слой (или зона внутреннего азотирования) глубиной 0,1—0,6 мм. В результате процесса повышается износостойкость, усталостная прочность при изгибе, антикоррозионная стойкость, сопротивление материала схватыванию и заеданию, обеспечивается минимальное коробление деталей.

В НАТИ (В. В. Бабаян и др.) изучали влияние низкотемпературной газовой нитроцементации на износостойкость и контактную прочность шестерен газораспределения двигателей Алтайского моторного завода, изготовленных из стали 45Х. Сравнительные испытания серийных (улучшенных) и опытных шестерен, проведенные на стенде с замкнутым контуром силового потока показали, что низкотемпературная нитроцементация повышает износостойкость улучшенных зубчатых колес в 2—2,5 раза, контактную и усталостную прочность не менее чем в 2 раза.

Низкотемпературная нитроцементация может быть рекомендована для упрочнения шестерен газораспределения двигателей. На Харьковском тракторном заводе им. С. Орджоникидзе НИИТракторосельхозмашем внедрен процесс кратковременного азотирования ($T = 570°$ С, $\tau = 8 \div 10$ ч, состав атмосферы 30% NH_3 + 70% природного газа; закалка в масле) эпициклических шестерен бортовой передачи тракторов Т-150 и Т-150К. Процесс осуществляется в отечественных шахтных печах типа США и позволяет повысить долговечность шестерен из стали 38ХС более чем в 2 раза.

Таблица 8. Основные технические данные закалочных прессов

Показатели	Фирмы						
	«Глисон» (США)		«Клингельнберг» * (ФРГ)		«Эрликон» (Швейцария)		
	Модели						
	529	527	AH400	AH650	SP3	SP5	
Максимальные размеры обрабатываемой детали, мм:							
диаметр	270	560	400	650	350	540	
высота	100	200	150	200	—	—	
Высота открытого пространства, мм	—	—	480	730	400	480	
Ход поршня, мм	—	—	300	525	300	400	
Усилие зажатия, кгс	22 500	25 800	300—2400	500—28 000	400—12 000	400—12 000	
Наличие пульсации нагрузки	Есть	Есть	Нет	Нет	Есть	Есть	
Наличие предварительного охлаждения	Нет	Нет	Есть	Есть	»	»	
Наличие автоматической подачи и выдачи детали	Есть	Есть	»	»	»	Нет	
Наличие бака для окончательного охлаждения	»	Нет	»	»	»	»	
Габаритные размеры, мм	3300×1870×2330	3000×1240×2540	2200×1700×2600	2800×2000×3000	1900×1600×2500	1500×1200×2600	

* В последнее время фирмой разработаны прессы типов AH1000, AH1200 для закалки крупных шестерен

Таблица 9. Требования, предъявляемые к дизельным коленчатым валам

Двигатель	Материал вала	Твердость		Толщина слоя, закаленного ТВЧ, мм
		щеки *HB*	шеек *HRC*	
Д-37Е	45Х (селект)	207—225	52—62	3—5
Д-37М	ВЧ60-2	207—267	—	—
Д-50	45 (селект)	207—255	⩾50	3
Д-240	45Х (селект)	207—255	52—62	2
СМД-14	45 (селект)	207—241	⩾52	3
СМД-20	45Х	217—262	⩾52	3
СМД-60	45 (селект)	229—275	⩾52	2,5
А-41, А-01/М	45 (селект)	156—241	52—62	3,5
8ДВТ, 12ДВТ	38ХС	229—269	⩾50	3,5—6,5
Д-130	45Г2	207—255	⩾48	3,5—6,5

Примечание. Упрочнение галтелей для всех двигателей накаткой, для двигателей Д-37Е и Д-37М — отсутствует.

Для низкотемпературной нитроцементации шестерен могут применяться отечественные серийно изготовляемые шахтные печи типа США [17], а также специализированные печи западногерманских фирм «Айхелин» (процесс «Нитрок»), «Ипсен» (процесс «Никотрирование»), «Дегусса» (процесс «Деганит»).

4. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОЛЕНЧАТЫХ ВАЛОВ

Требования, предъявляемые к технологии термической обработки и материалы, применяемые для изготовления коленчатых валов. По данным И. А. Коваля за последние пятнадцать лет показатели форсированности тракторных дизелей возросли в 1,5—2 раза. Это привело к значительному увеличению нагрузок на коленчатые валы, поэтому к материалу и технологии предварительной и окончательной термической обработки этих деталей должны предъявляться повышенные требования.

Многими исследованиями доказано отрицательное влияние правки валов на их усталостную прочность. В связи с этим предварительная и окончательная термическая обработка должны обеспечивать минимальное коробление валов при их изготовлении, что наиболее легко достигается при нагреве в вертикальном положении. Необходимо также обеспечить высокую усталостную прочность валов, высокую износостойкость коренных и шатунных шеек. Это осуществляется путем выбора состава стали и технологии упрочняющей обработки (термической и химико-термической обработкой, поверхностно-пластической деформацией),

В табл. 9 приведены материалы и требования к свойствам дизельных коленчатых валов.

Установлено [1], что основным критерием при выборе марки стали для коленчатого вала должна быть прокаливаемость и что оптимальной является сталь, критическая скорость охлаждения которой позволяет достигнуть выбранных температур переохлаждения аустенита на глубине припуска на механическую обработку. Применение стали более глубокой прокаливаемости, т. е. увеличение легирующих элементов в стали нецелесообразно и может привести к увеличению деформации и понижению усталостной прочности (сравнивались стали 45, 45Ф, 45ХФ, 40ХГФ). Применение стали 47РП с регламентированной прокаливаемостью при изготовлении коленчатых валов двигателей ЯМЗ-236 с последующей закалкой шеек и галтелей позволило повысить их предел выносливости на 93% против 46% у стали 50Г [11]. Однако при этом коробление (прогиб средней коренной шейки) достигало 0,4 мм.

Для литых коленчатых валов рекомендуется применение чугуна, легированного медью (0,5—0,7%), что позволяет заменить нетехнологичный процесс изотермической закалки нормализацией, повысить усталостную прочность валов и уменьшить склонность к задирам [16].

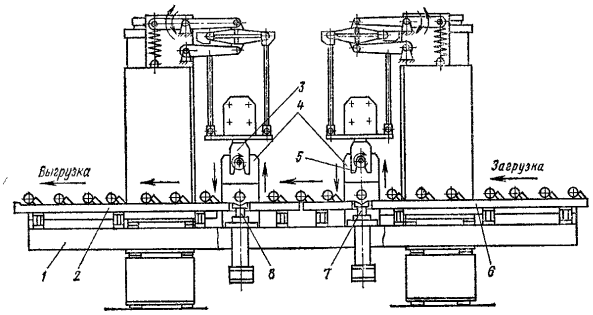


Рис. 8. Схема установки для закалки шеек коленчатых валов на воздухе:
1 — станина; *2* — транспортер II; *3* — индуктор для шатунных шеек; *4* — шпиндельные головки; *5* — индуктор для коренных шеек; *6* — транспортер I; *7* — подъемник I; *8* — подъемник II

Технология и конструкция установок для упрочнения коленчатых валов. Для упрочнения коленчатых валов широкое применение нашли два метода: поверхностная закалка ТВЧ коренных и шатунных шеек и химико-термическая обработка (азотирование, низкотемпературная нитроцементация).

На полуавтоматах конструкции ВНИИТВЧ им. В. П. Вологдина нагрев шеек осуществляется от машинных генераторов частотой 2500 Гц с использованием одновитковых разъемных кольцевых индукторов—спрейеров без вращения обрабатываемого вала. При этой технологии получается неравномерная глубина и ширина закаленного слоя, микротрещины в местах удара струй охлаждающей воды и трещины на краях маслоподводящих отверстий [3]. Шейки таких коленчатых валов в процессе эксплуатации допускают только одну-две перешлифовки, что в 2 раза снижает их долговечность.

Указанные недостатки устраняются вращением коленчатого вала во время нагрева ТВЧ и химико-термической обработкой.

В НИИтракторосельхозмаше созданы два типа автоматических установок для закалки шеек коленчатых валов ТВЧ с вращением (рис. 8, табл. 10): 1) при нагреве и охлаждении вал и индукторы находятся под слоем жидкости; 2) при нагреве и охлаждении вал и индукторы находятся на воздухе (по типу фирмы «АЕГ Элотерм» ФРГ). Установка первого типа для закалки валов двигателя Д-240 Минского моторного завода состоит из двух спаренных закалочных баков (соответственно для поочередной закалки коренных шеек и шатунных шеек), соединенных транспортным устройством. В закалочном баке, заполненном водой, установлен трехпозиционный барабан, на котором в центрах помещаются три обрабатываемых коленчатых вала. Вращением барабана коленчатый вал устанавливается на позицию закалки и в этом положении барабан жестко закрепляется. Валу сообщают вращение, на шейки подводят разъемные следящие индукторы. Питание индукторов осуществляется от двух преобразователей типа ВПЧ-100/8000 общей мощностью 200 кВт и частотой тока 8000 Гц, работающих параллельно. Для понижения напряжения, получаемого от генератора повышенной частоты, до величины, требуемой закалочным индуктором, на каждом станке смонтирован трансформатор типа ТВД-3. После нагрева шеек вала до необходимой температуры включаются закалочные спрейеры и дополнительные сопла. После закалки первого вала барабан поворачивается на 120° и на позицию закалки подается следующий вал. Валы с закаленными коренными шейками передают на станок закалки шатунных шеек, после чего они проходят низкий отпуск. Качество коленчатых валов, закаленных этим способом, значительно выше, чем валов, закаленных на станках без вращения. Коробление средних коренных шеек сократилось с 2—3 до 0,15—0,3 мм.

Таблица 10. Основные технические данные установок для закалки шеек коленчатых валов ТВЧ с вращением

Показатели	Индекс установки	
	И130.00.00.00 *	И155.00.00.00.00 **
Производительность, шт. вал/ч	25	60
Загрузка валов в установку	Механизированная	Автоматическая
Выгрузка валов из установки	»	»
Потребляемая мощность ТВЧ, кВт	2×100 (при частоте тока 8000 Гц)	2×250 (при частоте тока 10 000 Гц и напряжении 800 В)
Тип индукторов	Следящие	Специально следящая подвеска
Напряжение силовой сети, В	380	380
Установленная мощность электрооборудования, кВт	5,5	85
Время на нагрев одной шейки, с	9	17 (одновременно всех коренных шеек) 16 (одновременно всех шатунных шеек)
Время на охлаждение одной шейки, с	9	14 (всех коренных и шатунных шеек)
Последовательность закалки шеек	3—1—5—2—4 (коренные); раздельно шатунные по одной	Одновременно все коренные — шатунные
Частота вращения вала при нагреве и закалке, об/мин	60	60
Расход, м³/ч: охлаждающей воды закалочной жидкости	7 Оборотная самостоятельная (циркулирует внутри системы)	До 40 (при p = 2 кгс/мм²) До 60 (при p = 8 кгс/мм²)
Температура закалочной воды, °С	27	27
Габаритные размеры, мм	9700×3000×4200	6250×2200×3390
Масса, т	25	15

* Установка для закалки коленчатых валов Д-50, Д-240 из сталей 45Х, 38ХС под слоем жидкости.
** Установка для закалки коленчатых валов с МД-60 из стали 45 (селект) на воздухе.

Установка для закалки с вращением на воздухе работает на Харьковском заводе тракторных двигателей и применяется для валов двигателя СМД-60; она также обеспечивает высокое качество.

Исследованиями дизельных коленчатых валов установлена высокая эффективность низкотемпературной нитроцементации (570° С, 2—4 ч), повышающей усталостную прочность коленчатых валов двигателя Д-50 из стали 45 в 2 раза, из стали 45ХФ — в 2,5 раза, из чугуна — на 75% (рис. 9). Из рис. 9 видно отрицательное влияние правки валов, поэтому низкотемпературной нитроцементации должны предшествовать операции правки, высокого отпуска, окончательной шлифовки. Установлено, что азотирование валов более значительно повышает усталостную прочность, чем обкатка галтелей роликами и чеканка бойками [12].

Из процессов химико-термической обработки наиболее технологичными следует считать газовую низкотемпературную нитроцементацию и ионное азотирование.

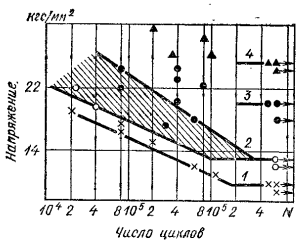


Рис. 9. Усталостная прочность коленчатых валов двигателя Д-50 после низкотемпературной нитроцементации [1]:

1 — серийные коленчатые валы из стали 45; *2* — коленчатые валы из стали 45 после низкотемпературной нитроцементации и правки; *3* — коленчатые валы из стали 45 после низкотемпературной нитроцементации без правки; *4* — коленчатые валы из стали 45ХФ после низкотемпературной нитроцементации

5. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЕТАЛЕЙ ХОДОВОЙ ЧАСТИ ТРАКТОРОВ

Материалы для изготовления деталей ходовой части. Ответственные детали ходовой системы гусеничных тракторов (опорные катки, ведущие и направляющие колеса, ролики, звенья гусениц, пальцы и втулки звеньев гусениц) в процессе эксплуатации подвергаются интенсивному абразивному износу.

Износостойкость этих деталей зависит от материала, технологии термической обработки, твердости и глубины закаленного слоя. В связи с этим и пути повышения долговечности деталей ходовой части заключаются в разработке более износостойких материалов и создании прогрессивных технологических процессов упрочнения.

Применение стали 35ГТРЛ (0,30—0,40% C; 0,9—1,5% Mn; 0,3—0,9% Si; 0,01—0,03% Ti; 0,001—0,003% B; ≤0,06% P; ≤0,05% S) взамен стали 35ЛШ (ГОСТ 977—75) позволило повысить гарантийный срок службы опорных катков трактора ДТ-54А на 30% и получить на Рубцовском заводе тракторных запчастей экономический эффект более 300 тыс. руб. При испытании гусениц трактора Т-4 из этого материала также получены положительные результаты [20].

Легирование стали 45Л ванадием (0,06—0,16%), осуществляемое с помощью ванадиевого шлака, позволило значительно повысить ее твердость, прокаливаемость, износостойкость. Закаленные ТВЧ опорные катки, ведущие и направляющие колеса из стали 45ФЛ удовлетворяют требованиям ГОСТ 8811—73 по твердости на поверхности (не менее *HRC* 50) и на глубине 8—10 мм (не менее *HRC* 40) и имеют долговечность на 25—30% выше, чем из стали 45Л [13].

Литые звенья гусениц тракторов изготовляют из стали 110Г13Л или 35ГТРЛ, штампованные — из стали 40ГТР.

Сочетание высокой вязкости и способности к наклепу с отличной износостойкостью обеспечили стали 110Г13Л широкое применение. Дальнейшее увеличение (в среднем на 40—50%) износостойкости звеньев гусениц тракторов Т-75 и других может обеспечить снижение содержания фосфора до 0,06% [21].

Изменением марки стали пальца можно обеспечить повышение долговечности гусениц. Так, применение сталей 60Г, 65Г (звено гусеницы из стали 110Г13Л) взамен сталей 50, 55 для изготовления пальцев позволяет повысить ресурс гусеницы на 10—15% [14].

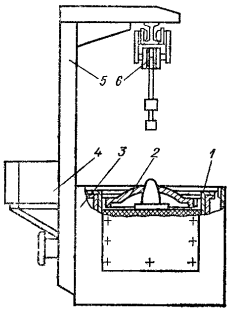


Рис. 10. Станок для закалки ведущих колес:
1 — индукционный нагреватель; *2* — обрабатываемое колесо; *3* — станина; *4* — высокочастотный трансформатор; *5* — колонна; *6* — электротельфер

Технология и оборудование для термической обработки деталей ходовой части. Для

Таблица 11. Основные технические данные станков для закалки ТВЧ деталей ходовой части

Показатели	Станки для закалки деталей трактора Т-330				Станок для закалки ведущего колеса трактора ДТ-75, ДТД-75
	ведущего колеса	катка	ролика	обода	
Тип станка	Однопозиционный	Однопоточный 3-позиционный	2-позиционный	Вертикальный 2-позиционный	Горизонтальный 2-позиционный
Диаметр обрабатываемых деталей, мм	1185	300	200	900	До 1000
Высота нагреваемой детали, мм	120	—	56	68	До 60
Температура нагрева, °С	900	900	900—950	900 ±40	До 1000
Производительность, шт/ч	4	30	40	9	24
Частота вращения закаливаемой детали, об/мин	—	—	60	0,106	—
Способ охлаждения детали	Спрейерный	Спрейерный	Спрейерный	Спрейерный	Спрейерный
Охлаждающая среда	Вода техническая	Вода техническая	Вода техническая	Вода техническая	Вода
Температура, °С	20—25	20—30	15—25	20—50	25
Расход, м³/ч:					
воды	1	13, 8, 4 *	12+8 **	5 (для одной позиции)	85 (при 3—6 кгс/см²)
сжатого воздуха	0,1	1	1	3	15 (при p = 3÷6 кгс/см²)
Способ нагрева	Непрерывно-последовательный одновременно двух впадин	Одновременно три позиции отдельными индукторами	Одновременный способ закалки поверхности ролика	Непрерывно-последовательный одновременно двух поверхностей обода	Одновременный
Частота тока нагрева, Гц	2400	2400	2400	2400	8 000—10 000
Потребляемая мощность генератора высокой частоты, кВт	135	180—200 *	140+95	90—100 (на одну позицию)	200—400
Габаритные размеры, мм	3116×2132×2312	5565×1880×2930	3950×1440×2245	3716×2750×3650	3500×2300×1150
Масса, т	8	7,7	2,2	4,9	1,5

* На 1-й, 2-й, 3-й позициях.
** Для наружной цилиндрической и торцовой поверхности.

Таблица 12. Примеры упрочнения режущих деталей сельхозмашин [15]

Наименование машины и рабочего органа	Допустимый радиус загупления, мм	Упрочняемая грань	Толщина слоя, мм		Твердость слоя	
			упрочненного	основного	упрочненного *HRC*	основного *HV*
Детали, упрочняемые наплавкой твердого сплава						
Лемехи плугов различного назначения:						
П7702	1,1	Задняя	1,4—2,0	1,5—2,1	48—54	180—250
П01702	1,2	»	1,2—2,0	3,0—3,5	58—62	180—250
П7702В	1,1	»	1,4—2,0	3,0—3,5	48—54	180—250
Лемехи:						
предплужника	1,0	»	1,2—2,0	2,5—3,0	58—62	180—250
глубокорыхлителя	0,7	»	0,8—1,2	—	48—54	190—280
грузоуборочной машины	0,7	»	0,6—1,2	1,2—2,0	58—62	190—280
Лапы культиваторов:						
стрельчатая	0,3	»	0,3—0,65	1,0—1,4	58—62	190—280
односторонняя (бритва)	0,3	»	0,3—0,65	1,0—1,4	58—62	190—280
Ножи:						
силосоуборочного комбайна СК-2,6	0,5	»	0,3—0,45	0,4—0,8	48—54	190—280
скирдореза СНТ-7	0,25	»	0,3—0,8	0,6—1,2	58—62	150—220
измельчителя КИР	0,25	»	0,3—0,5	0,6—1,2	58—62	190—280
погрузчика силоса ПСМ-1М	0,25	»	0,3—0,5	0,6—1,2	58—62	190—280
свеклоуборочного комбайна	1,2	Передняя	1,4—2,0	2,0—3,5	48—54	150—220
кукурузоуборочного комбайна ККХ	0,3	»	0,3—0,6	0,6—1,2	58—62	190—280
сегмент фуражира ФН-1,2	0,25	Задняя	0,3—0,5	—	58—62	190—280
Диски:						
бороны БДУ-404	0,7	»	0,8—1,2	1,2—2,2	58—62	190—280
бороны БТ-401	0,7	»	0,8—1,2	0,8—1,4	58—62	190—280
свеклоуборочного комбайна	0,25	Передняя	0,25—0,6	0,6—1,0	58—62	190—280
рыхлительного зуба К553В	1,3	Задняя	1,5—2,5	4,0—6,0	—	150—220

этой группы деталей может быть рекомендован процесс закалки ТВЧ на станках конструкции Волгоградского НИИТМАШа (табл. 11, рис. 10).

Термическую обработку ведущих колес можно осуществлять по следующим схемам: закалка — нагрев ТВЧ и спрейерное охлаждение до 40—20° С; закалка и самоотпуск — нагрев ТВЧ, спрейерное охлаждение до 200—260° С с последующим воздушным охлаждением до 40—20° С; закалка и электроотпуск — нагрев ТВЧ, спрейерное охлаждение до 40—20° С, последующий нагрев ТВЧ до 210—260° С и спрейерное охлаждение до 40—20° С. Одна из особенностей технологического процесса термической обработки колес на этих станках — регулируемая скорость охлаждения венца колеса, т. е. повышенная скорость охлаждения в интервале 900—500° С и пониженная — в интервале 500—100° С. Такой технологический процесс термической обработки ведущих колес дает возможность получать твердость литых колес из углеродистых сталей 40, 45, 50 до *HRC* 60, глубину закаленного слоя до 10 мм, уменьшить вероятность образования закалочных трещин. Станки внедрены на Волгоградском и Онежском тракторных заводах. Они обеспечили повышение износостойкости колес тракторов ДТ-75, ДТД-75 на 25—40% [7]. Внедрение одной установки на Волгоградском тракторном заводе дало экономический эффект более 220 тыс. руб. [4].

6. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЕТАЛЕЙ ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ МАШИН

Лемехи плугов, лапы культиваторов, ножи измельчителей кормов, сегменты режущих аппаратов и косилок, другие режущие детали в процессе эксплуатации непрерывно подвергаются интенсивному абразивному износу.

Практикой установлено, что для обеспечения высокой износостойкости деталей, работающих в условиях высокоабразивного износа, наиболее приемлемыми методами повышения долговечности являются методы упрочнения, обеспечивающие этим деталям самозатачиваемость в процессе их эксплуатации.

Сущность явления самозатачивания заключается в избирательном износе неоднородного по сечению лезвия — при взаимодействии двухслойного лезвия более твердый слой изнашивается менее интенсивно и постоянно выступает вперед, образуя режущую кромку лезвия.

В табл. 12 показаны примеры упрочнения некоторых, режущих деталей сельхозмашин наплавкой твердыми сплавами, обеспечивающие режущим кромкам самозатачивание. Борирование с нагревом ТВЧ режущих кромок также обеспечивает самозатачивание [9].

В работе [15] приведены основные характеристики и рекомендации по применению твердых сплавов для индукционной наплавки рабочих органов почвообрабатывающих и других машин.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Булыгин Ю. С., Ройфберг З. М., Таранта В. А.** Состояние и перспективы повышения усталостной прочности коленчатых валов двигателей тракторов и сельскохозяйственных машин (обзор). М.: ЦНИИТЭИтракторосельхозмаш, 1974, с. 3—38.
2. **Влияние** химико-термической обработки на работоспособность роликовых цепей ПРД-38-3000/С. С. Исхаков, В. Б. Фридман, В. Д. Воробьева, И. С. Койфман. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1975, № 12, с. 30—38.
3. **Головин Г. Ф., Евангулова Е. П.** Закалка коленчатых валов с вращением. Промышленное применение токов высокой частоты. В кн.: Тр. ВНИИ ТВЧ, вып. 10. Л.: Машиностроение, 1969, с. 125.
4. **Исхаков С. С., Инглези Ю. Х., Грушко А. М.** Основные направления и тенденции повышения технического уровня технологии термической обработки (обзор). М.: ЦНИИТЭИтракторосельхозмаш, 1971, с. 40.
5. **Козловский И. С.** Химико-термическая обработка шестерен. М.: Машиностроение, 1970. 232 с.
6. **Лахтин Ю. М., Неустроев Г. Н.** Низкотемпературное газовое цианирование конструкционных сталей. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1964, № 3, с. 22.
7. **Мухортов В. С.** Станок для закалки ведущих колес гусеничных тракторов. — Механизация и автоматизация производства, № 10, с. 20, 1976.
8. **Поляк Г. В., Самошин Г. А.** Конструктивные особенности и некоторые типы современного термического оборудования и пути их совершенствования. Материалы сем-

нара Интенсификация процессов химико-термической обработки. М.: МДНТП, 1973, с. 81—87.
9. **Поляков Б. Н.** Новый метод упрочнения режущих деталей. — Тракторы и сельхозмашины, 1976, № 11, с. 45—46.
10. **Пейсахович И. Б., Скундин А. Г.** Прогрессивные направления в зубообработке цилиндрических и конических колес. М.: ЦНИИТЭИтракторосельхозмаш, 1974, с. 3.
11. **Повышение** выносливости коленчатых валов поверхностной закалкой при глубинном индукционном нагреве/К. З. Шепеляковский, Ю. Я. Постников, В. А. Долецкий, К. Д. Русов. — Вестник машиностроения, 1975, № 4, с. 70.
12. **Повышение** работоспособности коленчатого вала двигателя Д-50/Ш. Я. Рубинштейн, Б. Я. Поверенная, С. П. Кравчук, Б. С. Шепеленко. — Тракторы и сельхозмашины, 1969, № 8, с. 13.
13. **Повышение** долговечности деталей ходовой системы тракторов/Б. В. Иванов, Н. Ф. Бобиков, Н. Ф. Дубров и др. — Тракторы и сельхозмашины, 1974, № 12, с. 35.
14. **Пути** повышения износостойкости шарниров гусениц/ А. М. Черяпин, В. Д. Бейкенсон, В. Н. Шахназаров, Н. А. Сидоров. — Тракторы и сельхозмашины, 1971, № 10, с. 19.
15. **Ткачев В. Н.** Износ и повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин. 2-е изд. М.: Машиностроение, 1971. 264 с.
16. **Усовершенствование** термической обработки чугунных коленчатых валов тракторных дизелей/А. М. Петриченко, Л. А. Солнцев, Т. Л. Миняйло и др. — Тракторы и сельхозмашины, 1973, № 3, с. 43.
17. **Цокуренко М. Г.** Основные типы электропечей для газового азотирования. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1974, № 3, с. 48.
18. **Черезов В. К., Филиппова Л. Т.** Технологический процесс закалки шестерен с коническими и цилиндрическими зубьями модуля 6—7 мм, обеспечивающий минимальную деформацию. — В кн.: Новые материалы и технологические процессы в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении, вып 1 (3). М.: ЦНИИТЭИтракторосельхозмаш, 1974, с. 4—5.
19. **Чекушин В. П.** Отработка технологии закалки шестерен КПП в прессе «Глиссон». — Экспресс-информация, № 3, серия 10.09, М.: ЦНИИТЭИтракторосельхозмаш, 1977, с. 1—4.
20. **Шведунов А. И., Егер М. М., Гармат И. М.** Новая литая малолегированная сталь для деталей ходовой системы тракторов. — Тракторы и сельхозмашины, 1967, № 9, с. 44.
21. **Шульте Ю. А., Шерстюк А. А.** Повышение долговечности звеньев гусениц тракторов. — Тракторы и сельхозмашины, 1968, № 1, с. 45.

Глава 20

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ПОДШИПНИКОВОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

1. ПОДШИПНИКОВЫЕ СТАЛИ И СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ ЗАГОТОВОК ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКОВ

В табл. 1 приведены марки сталей, используемых при изготовлении деталей подшипников.

В соответствии с условиями работы, характеризующимися сложным комплексом возникающих в металле напряжений, подшипниковая сталь должна обладать высокой твердостью, износостойкостью и контактной выносливостью, а также высокой вязкостью и прочностью, определяющими способность детали противостоять значительным статическим и динамическим нагрузкам.

Износостойкость является важной характеристикой стали, так как при работе подшипника имеет место трение от проскальзывания деталей при наличии значительных контактных переменных нагрузок.

С увеличением твердости возрастает сопротивление износу.

Среди множества факторов, снижающих долговечность подшипниковой стали, наиболее опасными считаются неметаллические включения, так как детали подшипников работают с точечным линейным контактом рабочих поверхностей.

Неблагоприятное действие включений на усталостные свойства стали зависит от их количества, величины, природы и распределения в металле (главным образом от доли оксидных включений). Контактная выносливость подшипниковой стали уменьшается с повышеиием содержания в металле кислорода. Макроструктура подшипниковой стали должна отвечать ГОСТ 801—78.

Карбидная неоднородность (карбидная ликвация, карбидная сетка, структурная полосчатость) снижает контактную выносливость. Для тяжелонагруженных деталей с целью уменьшения загрязненности неметаллическими включениями, получения более плотного и химически однородного металла сталь ШХ15 дополнительно подвергают электрошлаковому переплаву [ЭШП]. Применение металла электрошлакового переплава позволило повысить долговечность подшипников в 1,5—2 раза. Реже используют вакуумно-дуговой переплав (ВДП). Когда требуется особенно высокая чистота металла, применяют последовательно два переплава: сначала электрошлаковый, затем вакуумно-дуговой.

Твердость окончательно термически обработанных деталей подшипников, регламентируемая действующими ГОСТами, приведена в табл. 2.

С учетом того, что прокаливаемость стандартной стали ШХ15 ограничена и толщина стенки кольца со сквозной прокаливаемостью не превышает практически 10 мм, а диаметр ролика 20 мм, для больших сечений используют сталь ШХ15СГ с повышенным содержанием марганца (0,9—1,2%) и кремния (0,40—0,65%).

Для колец сечением свыше 35 мм и роликов диаметром свыше 55 мм применяют сталь ШХ20СГ, содержание марганца в которой увеличено до 1,40—1,70%, а кремния до 0,55—0,85% [16].

Способы получения заготовок деталей подшипников. Сталь, предназначенная для холодной обработки, поступает отожженной, для горячей механической обработки — неотожженной, в соответствии с требованиями действующих ГОСТ или ТУ.

Кольца из сталей ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ. Исходным материалом для вытачивания колец служат поковки (кольцевые заготовки), трубы, прутки.

Таблица 1. Перечень сталей, применяемых для изготовления деталей подшипников

Характеристика сталей	Марка стали	ГОСТ или ТУ	Вид заготовки металла по ГОСТу или ТУ	Основное назначение металла
Высокоуглеродистые подшипниковые:				
основные	ШХ15	ГОСТ 801—78	Прутки	Кольца сечением до 10 мм; ролики диаметром до 20 мм; шарики всех размеров
	ШХ15	ГОСТ 800—78	Трубы	Кольца
	ШХ15	ГОСТ 4727—67	Проволока	Шарики, ролики
	ШХ15СГ	ГОСТ 801—78	Прутки	Кольца сечением свыше 10 мм; кольца диаметром свыше 200 мм; ролики диаметром свыше 20 мм
	ШХ15СГ	800—78	Трубы	Кольца
	ШХ20СГ	801—78	Прутки, поковки	Кольца сечением свыше 35 мм; ролики диаметром свыше 55 мм
повышенной прокаливаемости	ШХ15	ТУ 14-1-718—73	Прутки	Кольца сечением свыше 10 мм
с нормированной структурной полосчатостью	ШХ15 ШХ15СГ	ТУ 14-1-1819—76	»	Кольца
повышенной чистоты	ШХ15-Ш	801—78	Прутки диаметром 10 мм и более	Кольца сечением до 10 мм; ролики диаметром до 20 мм; шарики
	ШХ15-Ш	ТУ 14-4-539—74	Проволока диаметром до 10 мм	Шарики, ролики
	ШХ15-Ш	800—78	Трубы	Кольца
	ШХ15-ШД	ГОСТ 21022—75	Прутки	»
	ШХ15-ШД	ТУ 14-4-563—74	Проволока	Шарики, ролики
	ШХ15СГ-Ш	801—78	Прутки диаметром 20 мм и более	Кольца сечением свыше 10 мм; кольца диаметром свыше 200 мм; ролики диаметром свыше 20 мм
Среднеуглеродистые для закалки ТВЧ	ШХ4	801—78	Прутки	Кольца
	ШХ10	ГОСТ 808—70	Лента	Витые ролики
	50ХН	ГОСТ 4543—71	Прутки	Ролики
Кремнемолибденовые:				
основная	55СМ5ФА	ТУ 14-1-1338—75	Прутки	Кольца, шарики, ролики
повышенной чистоты	55СМ5ФА-ШД	ТУ 14-1-2666—79		
	55СМ5ФА-ВД	ТУ 14-1-1339—75		
Цементуемые:				
основная	20Х2Н4А	ГОСТ 4543—71	Прутки	Кольца, ролики
		ТУ 14-1-1732—76	Поковки	» »
повышенной чистоты	20Х2Н4А-Ш	ТУ 14-1-1433—75	Прутки	» »
основная	18ХГТ	ГОСТ 4543—71	Полосы	Наружные кольца
		ТУ 14-1-2129—77		
»	15Г1	ТУ 14-1-2247—77	Прутки	Кольца карданных подшипников
Коррозионно-стойкие стали и сплавы:				
основная	95Х18	ГОСТ 5632—72		Шарики, ролики
повышенной чистоты	95Х18-Ш	ТУ 14-1-595—73	Прутки	Кольца, шарики, ролики
	11Х18М-ШД	ТУ 14-1-631—73		» »
Теплостойкие стали повышенной чистоты	8Х4В9Ф2-Ш (ЭИ347-Ш)	ТУ 14-1-2244—77 ТУ 14-1-1968—77	Прутки Полосы	Кольца, шарики
	8Х4В9Ф2-ВД (ЭИ347-ШД)	ТУ 14-1-2785—79	Прутки	
	8Х4М4В2Ф1-Ш	ТУ 14-1-2025—77	»	

Таблица 2. Твердость готовых деталей подшипников

Детали подшипника	Марка стали	Твердость *HRC*
Кольца, ролики	ШХ15 ШХ15СГ ШХ20СГ	61—65 60—64 60—64
Шарики: диаметром до 45 мм диаметром свыше 45 мм	ШХ15	62—66 60—66

Кольца получают штамповкой на горизонтально-ковочных машинах. С целью получения более точных размеров и экономии металла поковки подвергают раскатке после предварительного нагрева в пламенных или индукционных печах. За последние годы горизонтально-ковочные машины заменяют автоматическими линиями, включающими в себя последовательно ломку прутков, ковку и раскатку после индукционного нагрева. Кольца диаметром свыше 300 мм изготовляют методом свободной ковки на молотах, часть колец подвергается беспрофильной и профильной раскатке.

Трубы для изготовления колец обеспечивают получение более плотного металла, чем прутки.

Тяжело нагруженные кольца дополнительно подвергают горячей раскатке после нагрева в индукционных печах для большего уплотнения металла и придания волокнам направления вдоль рабочей поверхности дорожки качения, что способствует их меньшему перерезанию.

Выточка из прутка применяется при изготовлении колец небольших размеров и прецизионных подшипников.

Кольца из цементуемых сталей. Поковки колец из стали 20Х2Н4А изготовляют по технологии, аналогичной технологии изготовления поковок из стали ШХ15.

Кольца из стали 18ХГТ изготовляют из горячекатаной отожженной полосы методом холодной штамповки, состоящей из вырубки шайб, отжига для снятия наклепа, удаления окалины и смазки, и последующего вывертывания на прессах и калибровки.

Благодаря высокой производительности, точной геометрии и практическому отсутствию токарной обработки (обрабатываются лишь фаски и торцы) этот процесс устойчиво сохраняется в подшипниковом производстве.

Кольца карданных подшипников из стали 15Г1 изготовляют методом холодного выдавливания из обточенных прутков по следующей схеме; осадка заготовок на автомате, индукционный отжиг, фосфатирование и омыление, обратное выдавливание, удаление заусенцев и подрезка торцов, фасок и галтелей перед химико-термической обработкой.

Кольца из коррозионно-стойких и теплостойких сталей. Кольца получают выточкой из прутка, выточкой кольцевых заготовок из прутка с последующей раскаткой в горячем состоянии или ковкой на молотах с последующей раскаткой в горячем состоянии.

Шарики. Шарики из стали ШХ15 диаметром до 26 мм изготовляют холодной штамповкой на горизонтально-высадочных прессах-автоматах, диаметром от 26 до 46 мм горячей поперечной прокаткой и диаметром свыше 50 мм ковкой на молотах.

Штамповка шариков диаметром до 25 мм из теплостойких и коррозионностойких сталей производится в полугорячем состоянии, большего размера — в горячем состоянии.

Ролики. Конические, цилиндрические и бочкообразные ролики диаметром до 30 мм штампуются в холодном состоянии на горизонтально-высадочных прессах-автоматах, а диаметром свыше 30 мм вытачиваются из отожженных прутков на токарных многошпиндельных автоматах.

Игольчатые ролики изготовляют методом вальцовки и реже выточкой из прутка.

Ролики диаметром свыше 60 мм для уплотнения макроструктуры нередко подвергают осадке в горячем состоянии.

Нагрев металла и заготовок для горячей деформации осуществляется в пламенных печах природным газом (в редких случаях жидким топливом) и индукционных печах (табл. 3).

Таблица 3. Температурные режимы горячей деформации подшипниковых сталей

Марка стали	Деталь подшипника	Метод деформации	Оптимальные режимы нагрева, °С		Примечание
			Начало	Окончание	
ШХ15, ШХ15СГ 20Х2Н4А	Кольца	Ковка, штамповка Раскатка	1030—1050 950—1080	820—900 830—900	1. Для исключения образования карбидной сетки и трещин обычные поковки охлаждают равномерным принудительным дутьем, а массивные толкорасплавленной водовоздушной смесью
	Шарики	Штамповка: на молотах на прессах поперечная прокатка	950—1050 850—860 880—920	830—900 ⩾680 >800	2. При индукционном нагреве температура нагрева повышается на 50—100° С
95Х18	Кольца Шарики	Ковка Штамповка Полугорячая штамповка	1050—1080 1030—1050 700—750	850—900 900—950 >550	1. Предварительный подогрев до 800—850° С с выдержкой 0,5—1,0 ч. 2. Поковки колец охлаждаются в термостате или горячем сухом песке, шарики в утепленных кассетах
8Х4В9Ф2-Ш 8Х4М4В2Ф-Ш	Кольца Шарики	Ковка Штамповка Полугорячая штамповка	1140—1160 930—940 750—780	⩾850 ⩾800 ⩾650	1. Предварительный подогрев прутков (заготовки колец) до 750—800° С. Выдержка 7—8 мин на 10 мм сечения. 2. Подогрев при штамповке шариков до 800° С. Выдержка 1,5 мин на 1 мм сечения. 3. Поковки колец охлаждаются в печи (с температурой не выше 800°С, но не ниже 500° С). Шарики охлаждаются в кассетах с температурой не ниже 400° С

2. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОКОВОК ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКА

Отжиг поковок из сталей ШХ15, ШХ15СГ и ШХ20СГ. Для обеспечения хорошей обрабатываемости резанием и подготовки структуры к закалке после горячей деформации производится отжиг поковок на зернистый цементит (перлит) различной степени дисперсности, оцениваемой по шкалам ГОСТ 801—78.

Наилучшая микроструктура для последующей термической обработки и обрабатываемости резанием — однородный мелкозернистый цементит (перлит).

Структура стали после отжига оказывает большое влияние на выбор режимов при закалке, поэтому разница в структуре между поковками должна быть минимальной, что может быть обеспечено соблюдением тепловых режимов как при ковке (табл. 2), так и при отжиге поковок.

Режим отжига состоит в нагреве до 800° С, выдержки, охлаждении до 730° С, выдержки и охлаждении с печью до 600° С и далее на воздухе. При отжиге поковки можно нагревать с любой скоростью. Для равномерного нагрева всей садки рекомендуетси при температуре 700—730° давать выдержку. Выдержка при температуре отжига должна быть достаточной для превращения перлита в аустенит и для выравнивания температуры по всему объему садки —обычно 3—4 ч.

Учитывая, что структура исходных поковок неодинакова (разная температура окончании ковки, скорость охлаждения и пр.) скорость охлаждения поковок, ориентировочно, должна быть в пределах 15—20° С/ч для садок массой более 3 т, 20—25° С/ч для садок массой 0,5—3 т, 25—30° С/ч для садок массой менее 0,5 т.

Эти скорости необходимы лишь в интервале температур распада аустенита — до 650—550° С. Далее охлаждение производится на воздухе.

Для отжига могут использоваться или шахтные электропечи, или, что предпочтительнее, конвейерные, или толкательные проходные печи, в которых распределение мощности по длине печи позволяет обеспечить сохранение оптимального режима и достаточно высокую производительность. Например, производительность сдвоенного толкательного агрегата ДТА-600 мощностью 770 кВт·ч составляет 2000 кг/ч, при этом общаи продолжительность пребывания поковок в печи 14 ч. Ориентировочно режим отжига представлен в табл. 4.

Твердость стали ШХ15 после отжига находится в пределах *НВ* 207—179, а стали ШХ15СГ и ШХ20СГ — *НВ* 217—179.

При отжиге возможно образование следующих дефектов: пластинчатого перлита, неоднородного крупнозернистого перлита, карбидной сетки.

Пластинчатый перлит образуется в случае недогрева или малой выдержки, когда не прошла полная сфероидизация перлита и структура имеет вид мелких тонких пластин среди мелкозернистого перлита (структура исправляется повторным отжигом), или вследствие перегрева при отжиге имеет вид крупных пластин

Таблица 4. Режим отжига поковок из сталей ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ

Оборудование	Температура, °С	Время, ч
ТО-300	Нагрев до 800	2,0—2,5
	Выдержка при 800	1,5—2,5
	Охлаждение:	
	до 730	1,5—2,5
	от 730 до 680	3,0—3,5
	от 680 до 600—550	2,0—3,0
	Дальнейшее охлаждение на воздухе	—
ДТА-600	Нагрев до 800±10	5,0—6,0
	Выдержка при 800±10	3,0—4,0
	Охлаждение до 600—650	5,0—6,0

Примечание. Критические точки: ШХ15 — Ac_1 = 735 — 765° С, A_{cm} = 900° С и ШХ15СГ — Ac_1 = 725—760° С.

на фоне крупных глобулей неоднородного зернистого перлита (исправляется нормализацией при 900—920° и последующим отжигом).

Неоднородный крупнозернистый перлит образуется при очень медленном нагреве или многократном отжиге (исправляется нормализацией и отжигом).

Карбидная сетка при отжиге не образуется, а переходит из исходной структуры, т. е. после ковки (негрубая карбидная сетка исправляетси нормализацией).

Нормализация и ускоренный отжиг поковок стали ШХ15. В тех случаях, когда деталям подшипников требуется высокая твердость после закалки и повышенного отпуска (200—250° С), вместо обычного отжига проводят нормализацию и ускоренный отжиг. В этом случае обработка производитси последовательно в двух печах периодического действия. В первой камере (печи) поковки, расположенные в один ряд или стопками небольшой высоты, нагреваются до температуры 900—920° С, выдерживаются 40—60 мин, а затем охлаждаются на воздухе струей сжатого воздуха или водяным туманом (со скоростью не менее 50° С/мин) до 650° С (до потемнения поковки). После окончании превращения аустенита в перлит поковки передаются во вторую камеру (печь) на ускоренный отжиг. Температура ускоренного отжига 780—800° С, охлаждение вместе с печью до 650° С со скоростью 50—100° С/ч, а затем на воздухе. Продолжительность пребывания поковок в 1-й камере составляет 1,5—2,0 ч, во 2-й — 2,5—3,0 ч.

Твердость поковок после нормализации и ускоренного отжига *НВ* 241—207. Микроструктура представляет собой мелкозернистый, точечный и сорбитообразный перлит.

Нормализация и высокий отпуск поковок из стали 20Х2Н4А. Нормализация поковок проводится при температуре 900—920° С, а последующий высокий отпуск при 650° С и достаточно большой выдержке, необходимой для выравнивания температуры по всему объему садки.

При наличии мелкого природного зерна (не крупнее балла 5 шкалы ГОСТ 5639—65) после ковки можно ограничиться высоким отпуском при 650° С, но с более длительной выдержкой. Твердость поковок после высокого отпуска не выше *НВ* 241. Микроструктура — сорбитообразный перлит.

Отжиг поковок из стали 95Х18. Поковки после охлаждения в термостате загружают на отжиг в печь, нагретую до температуры 600° С. После прогрева всей садки при 600° С поковки нагревают до 850—870° С со скоростью 200° С/ч и выдерживают при этой температуре 5—6 ч.

Затем проводят охлаждение с печью вначале до 740—760° С со скоростью 30—40° С/ч (выдержка 4—6 ч) и потом до 450° С; дальнейшее охлаждение на воздухе.

Твердость поковок после отжига должна быть не выше *НВ* 269 при диаметре отпечатка не менее 3,7 мм. Микроструктура поковок — мелкозернистый, зернистый перлит и избыточные карбиды.

Отжиг поковок из сталей 8Х4В9Ф2-Ш и 8Х4М4В2Ф-Ш. Заготовки после ковки охлаждают в печи, нагретой до температуры 500° С, поэтому отжиг их можно начать непосредственно после выравнивания температуры по всей садке или холодные заготовки после ковки загружать в печь, нагретую до температуры 500—600° С. После прогрева поковки нагревают до 830—850° С со скоростью 200° С/ч, выдерживают при этой температуре в течение 3—5 ч. Затем проводят охлаждение с печью вначале до температуры 720—750° С со скоростью 30—40° С/ч, выдержка 4—6 ч и потом до 550° С; дальнейшее охлаждение на воздухе.

Твердость поковок после отжига должна быть не выше *НВ* 269 при диаметре отпечатка не менее 3,7 мм; микроструктура поковок — сорбитообразный или зернистый перлит с избыточными карбидами.

3. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКОВ ИЗ СТАЛЕЙ ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ

Для достяжения высокой твердости предела упругости при сжатии, износостойкости и контактной выносливости[1] детали подшипника из сталей ШХ15, ШХ15СГ и ШХ20СГ подвергают закалке и низкому отпуску.

[1] В зоне контакта напряжения не должны превышать предела упругости при сжатии, иначе беговые дорожки в процессе работы подвергаются значительной деформации, что изменяет зазоры подшипника.

Таблица 5. Ориентировочные температуры нагрева и выдержка при закалке колец из стали ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ

Марка стали	Толщина стеики кольца, мм	Температура нагрева, °С	Выдержка, мин	Марка стали	Толщина стенки кольца, мм	Температура нагрева, °С	Выдержка, мин
ШХ15	3—5	830—850	23—35	ШХ15СГ	25—30	835—840	75—85
	5—8	835—855	35—45		30—35	840—845	85—100
	8—10	840—860	45—55	ШХ20СГ	35—45	820—830	110—140
ШХ15СГ	10—15	820—830	45—55		45—55	830—840	140—170
	15—20	825—835	55—65		55—65	835—845	170—190
	20—25	835—840	60—75				

Ниже дается описание технологии закалки и отпуска колец, шариков и роликов.

Термическая обработка колец. На поверхности колеп перед закалкой не должно быть глубоких токарных рисок, вмятин, ожогов и ржавчин, а галтели колец должны иметь плавные переходы. Кроме того, кольца, подвергающиеся нагреву в защитной атмосфере, должны быть чистыми и сухими без следов масла и эмульсии. Нагрев колец под закалку производится в методических конвейерных, рольганговых, камерных электропечах сопротивления и печах с пульсирующим подом, в основном с применением эидотермической защитной атмосферы, а нагрев крупногабаритных колец диаметром свыше 500 мм — в шахтных печах.

Температура нагрева под закалку устанавливается в зависимости от исходной структуры и закалочной среды, но она должна быть такой, чтобы концентрация углерода в твердом растворе после закалки была в пределах 0,55—0,65% при общем содержании его в стали 1,0—1,1%. В табл. 5 приведены рекомендуемые температуры нагрева под закалку колец.

При нагреве колец в соляных ваннах предварительно при температуре 100—200° С проводится сушка колец. Кольца нагревают до температуры 820—860° С в электродной соляной ванне смесью солей $BaCl_2$ (75—80%), NaCl (20—25%). Длительность нагрева сокращается в 2—3 раза по сравнению с данными, приведенными в табл. 5.

В качестве охлаждающей среды используется масло с температурой 30—60° С.

В качестве закалочных сред рекомендуется масло МЗМ-16(ТУ 38.101.135—75); индустриальное масло И-12А, И-20А (ГОСТ 20799—75); И-20А с добавками 16—20% кубового остатка (фракция C_{20} и выше) от производства синтетических жирных кислот — масло МЗМ-Б (рекомендуется применять лишь при нагреве в защитных атмосферах).

Для светлой закалки мелких деталей используется масло И-20А (ГОСТ 20799—75) с добавками 10—30% горчичного (ГОСТ 8807—74) и подсолнечного масла (ГОСТ 1129—73).

Все масла перед употреблением должны осушаться в течение 20—24 ч, при этом масло И-20А при температуре 140—150°, а горчичное и подсолнечное при 120—130° С.

Не реже двух раз в неделю должен проводиться контроль масла в закалочных баках на наличие воды, и при обнаружении воды масло или бракуется, или регенерируется путем отстоя при температуре 70—90° С.

Для уменьшения закалочной деформации и избежания образования трооститовых пятен кольца диаметром от 150 до 1500 мм охлаждаются в процессе закалки до 150—200° С на вращающихся валках с окружной скоростью 1,5—3,0 м/с, а далее в спокойном масле.

Закалка тонкостенных упорных колец диаметром более 150 мм производится в прессах или штампах.

По окончании закалки кольца подвергают стабилизирующему охлаждению в двухзонных моечных машинах водой или водно-содовым раствором с температурой 40—50° С в первой зоне и 15—20° С во второй. Во избежание образования трещин кольца в моечную машину должны поступать с температурой не более

75° С. В случае использования однозонной машины, температура воды или раствора которой 15—20° С, кольца в моечную машину поступают с температурой не более 50° С.

Отпуск закаленных и охлажденных до +20° С колец производится в электропечах сопротивления с циркуляцией воздухом, в калориферных печах или масляных ваннах (не позднее, чем через 3 ч в случае применения печей периодического действия).

Температура отпуска для стали ШХ15 должна быть 150—165° С, сталей ШХ15СГ и ШХ20СГ — 160—175° С с выдержкой в ваннах не менее 2 ч и в печах не менее 3 ч. Выдержка при отпуске массивных и крупногабаритных деталей соответственно увеличивается.

Термическая обработка шариков и роликов. Требования к качеству поверхности шариков и роликов до закалки и после закалки и при отпуске аналогичны требованиям при термической обработке колец.

Нагрев под закалку шариков диаметром до 50 мм производится в муфельных печах, шариков диаметром большего размера — в соляных ваннах или на противнях в карусельных, конвейерных или рольганговых печах. Ориентировочные температуры нагрева и время выдержки приведены в табл. 6.

Мелкие шарики диаметром до 12,700 мм закаливаются в масле, шарики всех остальных размеров — в водных растворах. Для предотвращения мягких поверхностных трооститовых пятен, наличие которых обусловлено образованием на поверхности шариков паровой рубашки, в воду добавляется 3,5—5% соды, а также широко применяется механическое удаление паровой рубашки путем перекатывания шариков диаметром от 50 мм и выше в качающемся или вращающемся устройстве или перемещения шариков меньшего размера (диаметром от 12 до 50 мм) по вертикально расположенному в виде винтовой линии устройству, удлиняющему путь движения шариков (ГПЗ-1).

В зону охлаждения дополнительно направляются интенсивные потоки водно-содового раствора.

Шарики диаметром более 80 мм нагревают в соляной ванне и охлаждают в 10%-ном водном растворе NaCl.

Нагрев роликов под закалку (табл. 7) производится в муфельных печах, в печах с пульсирующим подом или рольганговых печах. Охлаждающая среда — масло 30—60° С.

Закалка деталей подшипника в горячие среды. Для некоторых определенных условий работы детали подшипников из стали ШХ15 должны иметь повышенную пластичность. В этом случае применяют закалку от 840—850° С в масле с температурой 120—130° С. Выдержка в закалочной среде составляет 120 ч. Ударная вязкость при этой обработке составляет 8—12 кгс/см², твердость не менее *HRC* 60.

Таблица 6. Ориентировочные температуры нагрева и выдержка при закалке шариков из стали ШХ15

Диаметр шарика, мм (дюйм)	Температура нагрева, °С	Выдержка, мин	Охлаждающая среда
3,175 (до 1/8)	830—840	20—30	Масло 30—60° С
3,175—13,494 (1/8—17/32)	835—860	30—35	То же
14,288—23,813 (9/16—15/16)	825—850	40—50	3—5%-ный водно-содовый раствор, 25—40° С
34,925—47,625 (1 3/8—1 7/8)	840—870	50—60	То же
50,8 (2)	840—860	55—65	»
76,2 (3)	850—865	65—75	»
101,6 (4)	860—870	65—75	10%-ный водный раствор NaCl
127 (5)	865—875	75—80	То же

Таблица 7. Ориентировочные температуры нагрева и выдержка при закалке роликов из сталей ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ

Марка стали	Диаметр ролика, мм	Температура нагрева, °С	Выдержка, мин
ШХ15	3—5	835—845	25—30
	5—10	840—850	25—30
	10—15	840—850	30—35
	15—20	850—870	35—40
ШХ15СГ	22—30	830—840	40—50
	30—40	840—850	50—60
	40—50	850—855	60—70
ШХ20СГ	50—60	820—830	70—80
	60—80	830—840	80—90
	80—90	840—845	90—100
	90—100	845—850	100—110

Закалке в горячие среды подвергают также тонкостенные кольца для избежания коробления, которое может возникнуть даже под собственным весом при неаккуратной выгрузке из печи. Применение закалочной среды с повышенной температурой позволяет снизить перепад температуры и замедлить скорость охлаждения при мартенситном превращении, что приводит к одновременному превращению по всему объему закаливаемой детали, вследствие чего уменьшаются напряжения и возможная деформация. Для этой цели на практике чаще всего используют масло с температурой 100—120° С.

Термическая обработка деталей подшипника с повышенными температурами отпуска. Для стабилизации размеров колец и тел качения подшипников, предназначенных для работы при повышенных рабочих температурах и высоких удельных нагрузках, применяют термическую обработку.

Заготовки колец для этих подшипников перед токарной обработкой необходимо с целью получения однородного мелкозернистого перлита подвергать нормализации и ускоренному отжигу.

Закалку деталей рекомендуется проводить от температур, близких к верхнему пределу закалки. Отпуск при повышенных температурах можно проводить непосредственно после закалки или, если это необходимо по условиям производства, после отпуска при обычных температурах. Температура повышенного отпуска деталей подшипника и температура его в условиях эксплуатации приведены ниже.

Температура отпуска деталей подшипника при термической обработке, °С	200	250	300	350	400
Интервал рабочих температур подшипника, °С	—60÷120	—60÷200	—60÷250	—60÷300	—60÷350

Закалка тел качения при индукционном нагреве. С целью повышения производительности, экономии производственных площадей и повышения культуры производства, на ГПЗ-1 внедрена закалка роликов диаметром от 15 до 21 мм и шариков диаметром от 12 до 50 мм при нагреве ТВЧ. Принцип работы установок для закалки приведен ниже. Детали загружают в бункер, из которого вертикальным подъемником поднимают вверх, а затем передают в вертикальный многовитковый цилиндрический индуктор (индуктор для роликов расположен горизонтально). Распределение витков по длине индуктора обеспечивает ускоренный нагрев деталей в первой половине индуктора с постепенным уменьшением скорости нагрева во второй половине для обеспечения выравнивания микроструктуры нагреваемых деталей. Нагретые до температуры 920—940° С в течение 9 с (диаметр 12 мм) и 120 с (диаметр 50 мм) детали поступают на горизонтально вращающиеся валки, где, перемещаясь, охлаждаются водопроводной водой из щелевого спрейера. Из закалочного устройства детали поступают в отпускную печь. Производительность каждой установки 200 кг/ч. На ГПЗ-4 шарики, нагретые в индукционной установке, дополнительно для выравнивания микроструктуры поступают в электропечь сопротивления, из которой охлаждаются затем в обычном закалочном баке.

Электротермическая обработка колец железнодорожных подшипников. Электротермическая обработка колец подшипников из стали регламентированной прокаливаемости ШХ4 внедрена под руководством К. З. Шепелявского на ГПЗ-8. При этом способе происходит поверхностная закалка кольца при глубинном нагреве его по всему сечению. Промышленная установка позволяет в течение 2—3 мин нагреть кольцо до 840—860° С (выдержка при этом составляет не менее 45 с), а затем охладить его интенсивным потоком воды, подаваемой между стенкой индуктора и нагретой деталью, что дает возможность закалить всю поверхность на твердость свыше *HRC* 60, а сердцевину упрочнить до *HRC* 35—40. Благодаря этой обработке на поверхности создаются напряжения сжатия (50—70 кгс/мм^2), которые способствуют повышению предела выносливости, стойкости против хрупких разрушений и питинга.

Азотирование стали ШХ15 перед закалкой. Азотирование некоторых типов подшипников позволило за счет создания в поверхностных слоях напряжений сжатия повысить долговечность их при эксплуатации. Азот и углерод, диффундирующие при нитроцементации в сталь ШХ15, частично входят в твердый раствор и образуют карбонитриды.

По данным [12], предварительное азотирование стали ШХ15 или азотирование при совмещении с нагревом под закалку позволяет почти в 2 раза повысить долговечность подшипников.

Предварительное азотирование проводилось по режиму: нагрев до 510° С, выдержка 30 ч, затем подъем температуры до 530° С и выдержка 15 ч, закалка от 840° С, отпуск при 150° С.

В случае совмещения азотирования с нагревом под закалку в эндотермическую атмосферу (8 м^3/ч) добавляется аммиак (1,2 м^3/ч) в течение 25 мин в конце процесса или в течение всего времени нагрева при закалке. Эта обработка, рекомендуемая лишь для колец некоторых типов подшипников, позволяет исключить образование трещин в случае применения обработки холодом.

Закалка роликов из стали ШХ10. Термическая обработка роликов диаметром от 10 до 35 мм состоит из нагрева при температуре 830—860°, выдержки от 30 до 60 мин и охлаждения в масле с температурой 30—60°. После промывки в горячем водно-содовом растворе и холодной проточной воде ролики подвергают отпуску при 320—340° С в течение 2—2,5 ч. Твердость роликов после термической обработки *HRC* 45—50.

Закалка шариков из стали 55СМ5ФА. Термическая обработка шариков диаметром от 10 до 30 мм состоит из нагрева при температуре 850—890° С в течение 35—50 мин и охлаждении в масле с температурой 30—60° С. После промывки в горячем водно-содовом растворе шарики подвергают отпуску при 225—250° С в течение 3,5—4 ч. Твердость шариков после термической обработки *HRC* 55—58, микроструктура — скрыто- и мелкоигольчатый мартенсит, допускаются небольшие участки троостита (до 2,5%).

Закалка роликов из стали 50ХН. Закалка включает нагрев при температуре 840—860° С, охлаждение в масле, отпуск при 150—160° С. Твердость роликов после закалки *HRC* 53—60, микроструктура — игольчатый мартенсит.

Контроль качества термической обработки хромистой стали. Контроль качества термической обработки проводится путем измерения твердости, осмотра излома и исследования микроструктуры.

Контроль твердости колец и тел качения проводится по методике Роквелла и Супер-Роквелла путем вдавливания алмазного конуса в испытуемую поверхность при нагрузках 150, 60 и 30 кгс.

Твердость колец измеряют по плоской торцовой поверхности. При измерении твердости по Роквеллу с нагрузкой 150 кгс минимальная ширина торца кольца

Таблица 8. Описание микроструктуры сталей ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ после термической обработки *

Баллы	Описание микроструктуры	Характеристика качества термической обработки
1	Скрытокристаллический ** мартенсит и избыточные карбиды	Удовлетворительная термическая обработка
2	Неравномернотравящийся скрытокристаллический мартенсит и избыточные карбиды	То же
3	Скрыто- и мелкоигольчатый мартенсит и избыточные карбиды	»
4	Мелкоигольчатый мартенсит и избыточные карбиды	»
5—10	Скрытокристаллический мартенсит, участки троостита различной величины и избыточные карбиды	Недостаточный нагрев и охлаждение
11	Мелко- и среднеигольчатый мартенсит и избыточные карбиды	Небольшой перегрев
12	Средне- и крупноигольчатый мартенсит и избыточные карбиды	Перегрев
13	Крупноигольчатый мартенсит и избыточные карбиды	Значительный перегрев

* Микроструктура изучается при увеличении ×500—600.
** Скрытоигольчатый.

должна быть 2,3 мм, при нагрузке 60 кгс — 1,5 мм и при нагрузке 30 кгс (Супер—Роквелл) — 1,1 мм.

Твердость тел качения диаметром 4,76 мм и более контролируется при нагрузке 150 кгс, тел качения диаметром от 2,5 до 4,5 мм по Роквеллу при нагрузке 60 кгс и тел качения диаметром от 2,0 до 2,4 мм — при нагрузке 30 кгс.

Твердость тел качения диаметром менее 2 мм контролируется по методу Викерса. Твердость цилиндрических роликов проверяется по плоским и выпуклым торцам или поверхности качения, твердость сферических (бочкообразных) роликов — по выпуклым торцам, твердость витых роликов — по цилиндрическим поверхностям, а твердость шариков — по сферическим поверхностям.

При вдавливании алмазного конуса в сферическую и цилиндрическую поверхности действительная твердость шариков и роликов с учетом искажающего влияния кривизны поверхностей определяется путем введения специальных поправок.

Твердость деталей подшипников после термической обработки приведена в табл. 2.

Нормы измерения твердости устанавливаются в зависимости от типа и назначения детали.

Излом стали ШХ15 и ШХ15СГ контролируется с целью определения по его виду качества термической обработки и выявления дефектов карбидной сетки, пережога в процессе ковки и штамповки:

1) при закалке на нижнем пределе излом матово-серый, фарфоровидный, тонкой зернистости, слегка волокнистый;

2) при удовлетворительной закалке излом матово-серый, фарфоровидный, шелковистый;

3) при закалке на верхнем пределе излом серый с тонкой зернистостью;

4) при закалке с пережогом излом серый, зернистый и крупнозернистый с блестками.

5) у незакалившейся стали излом темно-серый, крупнозернистый и мелкозернистый с блестками, волокнистый.

Описание микроструктуры подшипниковых сталей дано в табл. 8. Карбидная сетка не должна превышать 3-й балл (ГОСТ 801—78).

Надо отметить, что действующей технической документацией в стали ШХ15 допускаются небольшие участки троостита в некоторых деталях (табл. 9).

Таблица 9. Сечение колец, шариков и роликов, при которых допускается наличие троостита

Характеристика троостита	Толщина стенки, мм	Диаметр шарика, мм	Диаметр ролика, мм
Точечный троостит	8—10	—	—
Единичные небольшие участки троостита	10—12	—	—
Небольшие участки троостита	⩾12	⩾25,4	⩾12

4. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКОВ ИЗ ЦЕМЕНТУЕМЫХ СТАЛЕЙ 20Х2Н4А, 18ХГТ, 15Г

Цементуемые стали применяют для подшипников массовых типов наружным диаметром 40—150 мм и крупногабаритных подшипников диаметром до 2 м, испытывающих в процессе эксплуатации значительные ударные и контактные нагрузки.

Процесс химико-термической обработки деталей крупногабаритных подшипников из стали 20Х2Н4А состоит из следующих операций: цементация, высокий отпуск, закалка, низкотемпературный отпуск. Подшипники из стали 18ХГТ и 15Г после цементации проходят закалку и низкий отпуск.

Технология цементации и термической обработки деталей крупногабаритных подшипников из стали 20Х2Н4А

Цементация. Перед цементацией кольца укладывают на специальные литые жароупорные крестовины, причем кольца диаметром свыше 700 мм укладывают комплектно (во внутрь наружных колец помещаются внутренние), меньшего диаметра укладывают отдельными стопками. Для циркуляции газа и цементации торцов колец между ними помещают прокладки. Масса одной садки составляет примерно 4 т. Ролики загружаются на специальном приспособлении, представляющем собой жароупорный шток с закрепленными дисками, на которые устанавливаются ролики.

Процесс цементации осуществляется в шахтных электропечах в газообразном карбюризаторе природным или, преимущественно, городским газом состава, %: 70—90 CH_4, 1—5 CO, 5—20 H_2, $\leqslant 1{,}0$ CO_2, $\leqslant 1{,}0$ O_2.

Детали загружаются в прогретую до 930—940° С печь. Подача природного или городского газа в течение 10 ч составляет 3 м³/ч, а затем снижается до 1 м³/ч. При появлении большого количества избыточных карбидов подача газа снижается до 0,5 м³/ч.

Толщина цементованного слоя зависит от температуры и продолжительности цементации (рис. 1). В начале процесса цементации скорость науглероживания составляет примерно 0,1 мм/ч, а в конце процесса — 0,03 мм/ч. В среднем для получения слоя общей толщины порядка 8—10 мм скорость цементации может быть принята 0,05 мм/ч. Учитывая, что скорость цементации с течением времени замедляется, подача цементующего газа по ходу процесса должна снижаться.

В зависимости от конфигурации и размера колец и роликов, припуска на шлифовку и требуемой толщины слоя в готовых деталях, продолжительность цементации составляет 50—200 ч. По окончании цементации во избежание образования карбидной сетки приспособление с деталями охлаждается в масле до температуры 120—100° С в течение 5—15 мин, а затем оно переносится на маслосборник на 3—5 мин и далее загружается в шахтную печь для отпуска. Приспособление с роликами охлаждается на воздухе 10—15 мин.

Как правило, при длительной цементации на поверхности наблюдается высокая концентрация углерода (рис. 2). После цементации при 930—940° С продолжительностью 150 ч высокое содержание углерода порядка 1,5—2,0% сохраняется на глубине нескольких десятых миллиметра, а затем резко снижается до 1,0—1,2%, и далее концентрация снижается медленно и плавно.

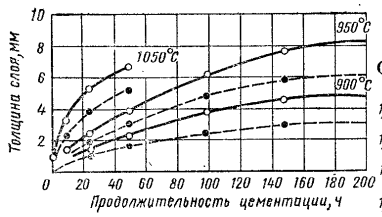


Рис. 1. Зависимость эффективной толщины цементованного слоя (*HRC* 58) от температуры и продолжительности цементации стали 20Х2Н4А (цифры у кривых — температуры цементации) [И. И. Трусова]: —— — после закалки с 800° С, — — — — — после закалки и отпуска при 160° С

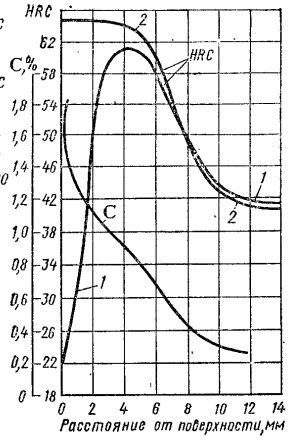


Рис. 2. Изменение содержания углерода и твердости по глубине цементованного слоя стали 20Х2Н4А после закалки с температуры 950° (*1*) и 800° С (*2*) [А. П. Гуляев, И. И. Трусова]

В соответствии с распределением углерода по глубине цементованного слоя изменяются микроструктура и твердость (рис. 2). После закалки с температуры цементации структура состоит из аустенита, мартенсита и избыточных карбидов $(Fe, Cr)_3C$. Твердость на поверхности равна *HRC* 20—30, далее твердость постепенно увеличивается с понижением содержания углерода.

Высокий отпуск. Одной из важнейших операций, влияющих на качество цементованных деталей, является отпуск. Правильно проведенный отпуск дает возможность получить в закаленном состоянии удовлетворительную микроструктуру, высокую твердость и наименьшее количество остаточного аустенита в цементованном слое. Целью высокого отпуска является получение перед низкотемпературной закалкой перлитной структуры в цементованном слое.

Распад остаточного аустенита в закаленном от 930—940° С цементованном слое происходит при нагреве до температуры высокого отпуска, изотермической выдержке, а также при охлаждении.

При нагреве распад остаточного аустенита наблюдается в бейнитном и перлитном интервале. При изотермической выдержке остаточного аустенита в интервале температур 200—650° С (рис. 3) имеются две резко выраженные зоны ускоренного распада, расположенные в интервале перлитного превращения (около 600° С) и в интервале бейнитного превращения (около 300° С), разделенные зоной устойчивого аустенита (400—500° С).

С увеличением содержания углерода температура перлитного превращения несколько снижается: так, для стали с 0,78—1,2% углерода оптимальной температурой распада остаточного аустенита является 600° С, а для стали с более высоким содержанием углерода — 550° С.

При непрерывно изменяющемся содержании углерода в цементованном слое нельзя установить одну определенную температуру, при которой с одинаковой и наибольшей скоростью происходит распад остаточного аустенита. Для высокого отпуска рекомендуется температура 580—600° С, исходя из тех соображений, что слой, содержащий свыше 1,2% углерода, расположен на небольшую глубину и удаляется при шлифовании, а слой с содержанием углерода 0,8—1,2% имеет толщину до 4—6 мм и наиболее легирован хромом и углеродом.

В процессе охлаждения с температур отпуска остаточного аустенита также имеют место два интервала ускоренного распада. В слоях цементованного слоя с содержанием 1,2% углерода и более протекает мартенситное превращение.

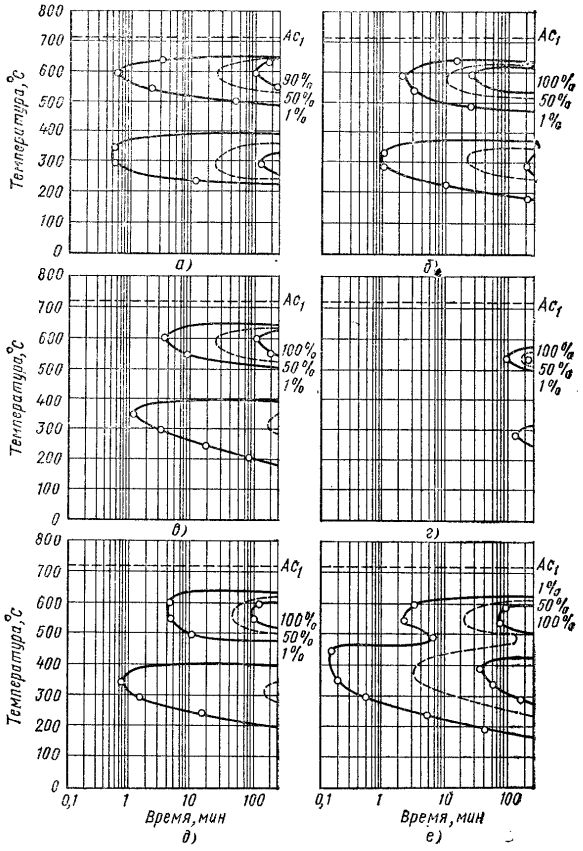


Рис. 3. Диаграмма изотермического превращения остаточного аустенита в хромоникелевой стали с различным содержанием углерода (А. П. Гуляев, И. И. Трусова):

а — 0,78%:С; *б* — 1,00% С; *в* — 1,20% С; *г* — 1,60% С; *д* — 1,75% С; *е* — 1,95% С

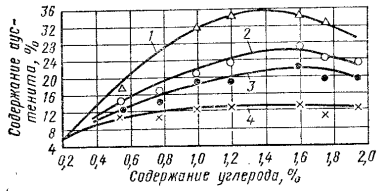


Рис. 4. Зависимость количества остаточного аустенита от содержания углерода, температуры нагрева под закалку и обработки холодом в хромоникелевой стали Х2Н4А (А. П. Гуляев, И. И. Трусова):
1 — 820° С; *2* — 795° С; *3* — 775° С; *4* — 795° С; обработка холодом при —70° С

Так как для предотвращения образования трещин кольца после цементации охлаждаются при температуре не ниже 100° С, то неполное охлаждение приводит к тому, что на высокий отпуск они поступают с повышенным количеством остаточного аустенита, особенно слой стали с 1,0% углерода. В этих случаях рекомендуется двухкратный высокий отпуск.

Высокий отпуск проводится в шахтных печах при 580—600° С в течение 10—15 ч (с момента загрузки). Потом детали охлаждаются на воздухе до температуры цеха, а затем загружаются на повторный высокий отпуск по этому же режиму. После второго высокого отпуска проводится контроль толщины цементованного слоя (путем измерения твердости на дополнительно закаленном от 800° С и отпущенном при 160° С свидетеле) и микроструктуры; при получении на свидетелях удовлетворительных результатов по толщине цементованного слоя и качеству высокого отпуска детали подвергаются закалке.

Закалка. Оптимальной температурой, при которой получается наиболее благоприятное сочетание твердости, микроструктуры и прокаливаемости цементованного слоя, является 800° С. Повышение температуры нагрева увеличивает количество остаточного аустенита (рис. 4), что вызывает снижение твердости, а понижение температуры уменьшает прокаливаемость по толщине цементованного слоя, особенно в объемах с небольшим содержанием углерода.

Нагрев под закалку колец осуществляется в шахтной электропечи при температуре 790—800° С в течение 1,5—3 ч (в зависимости от сечения закаливаемой детали). По окончании выдержки кольцо из печи переносится в индивидуальный штамп, на который вследствие термического расширения оно легко садится, а при последующем охлаждении в масле (30—60° С) кольцо сокращается и плотно обжимает штамп. Надо отметить, что цементованная сталь 20Х2Н4А испытывает при закалке усадку, т. е. уменьшение размеров как по наружному, так и по внутреннему диаметрам по отношению к исходным величинам (усадка тем больше, чем больше диаметр кольца, его сечение, толщина цементованного слоя, количество остаточного аустенита). Величина усадки должна быть учтена при назначении припусков на шлифовку.

Ролики при нагреве под закалку устанавливаются на крестовину-сетку.

В течение 5—10 мин детали интенсивно перемещаются в закалочном баке, а затем спокойно охлаждаются. Охлажденные в масле детали промываются в горячем 3,5—5%-ном водно-содовом растворе. С целью стабилизации размеров детали в течение 15—20 мин охлаждаются в холодной проточной воде.

Отпуск. В шахтных электропечах с принудительной циркуляцией воздуха отпуск проводят при температуре 160° С в течение 7—12 ч (с момента загрузки).

В процессе отпуска уменьшается не только поверхностная твердость (рис. 5), но и толщина твердого цементованного слоя (эффективная толщина слоя с твердостью *HRC* 58 и более).

Для получения твердого слоя достаточной толщины процесс цементации необходимо вести активно и иметь высокую (свыше 0,8%) концентрацию углерода по глубине, а на поверхности еще большую. Температура отпуска не должна быть выше 160° С ввиду резкого уменьшения толщины активного слоя при дальнейшем ее повышении (рис. 6).

Контроль. После химико-термической и термической обработки твердость на поверхности цементованных деталей должна быть *HRC* 58—62. Твердость сердцевины *HRC* 30—45.

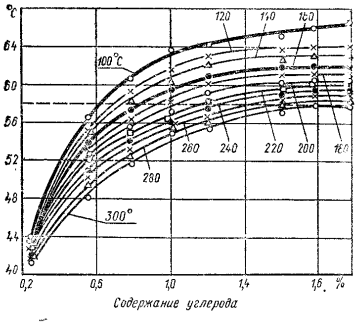


Рис. 5. Зависимость твердости стали Х2Н4А при различных температурах отпуска от содержания углерода (И. И. Трусова)

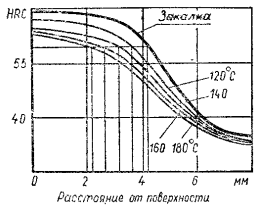


Рис. 6. Изменение твердости по глубине цементованного слоя стали 20Х2Н4А в зависимости от температуры отпуска (И. И. Трусова)

Микроструктура цементованного слоя после термической обработки — скрыто- и мелкоигольчатый мартенсит, переходящий по мере уменьшения содержания углерода в мелкоигольчатый и игольчатый мартенсит. Замкнутая карбидная сетка в цементованном слое не допускается. Микроструктура сердцевины — низкоуглеродистый мартенсит.

Толщина цементованного слоя — до 10 мм в зависимости от требования в готовых деталях, припуска на шлифовку и деформации в кольцах.

Толщина цементованного слоя и микроструктура контролируются по свидетелям, изготовленными из прутковой стали 20Х2Н4А диаметром 55—60 мм одной и той же плавки для большой партии образцов (перед изготовлением производится обязательная проверка величины зерна, оно должно быть не крупнее балла 6 шкалы ГОСТ 5639—65).

Микроструктура после высокого отпуска должна состоять из мелкозернистого перлита, видимые участки остаточного аустенита не допускаются.

Образцы после высокого отпуска подвергают в лабораторных условиях закалке от 790—800° и низкотемпературному отпуску, после чего измеряют твердость по сечению образца для определения эффективной толщины цементованного слоя с твердостью не менее *HRC* 58.

Технология цементации и термической обработки подшипников из сталей 18ХГТ и 15Г1

Наружные кольца из стали 18ХГТ подвергают цементации после холодной штамповки (механической обработке подвергаются лишь торцы колец), а затем закалке и низкотемпературному отпуску.

Цементация колец с наружным диаметром менее 60 мм осуществляется в печах с вращающейся ретортой при температуре 950° С в течение 7 ч, подача природного или городского газа 1 м³/ч. Толщина цементованного слоя 1,1—1,7 мм.

Кольца диаметром свыше 60 мм цементуются в толкательных муфельных печах Ц160 или ЦТПА с укладкой на штыревых кассетах при температуре 960° С в течение 12 ч, подача природного или городского газа 5—6 м³/ч, толщина цементованного слоя 1,4—2,0 мм.

По окончании цементации кольца охлаждаются на воздухе.

Нагрев под закалку колец диаметром менее 60 мм производится в электропечи с пульсирующим подом при температуре 820° С в течение 25—35 мин, охлаждение в масле с температурой 30—60° С.

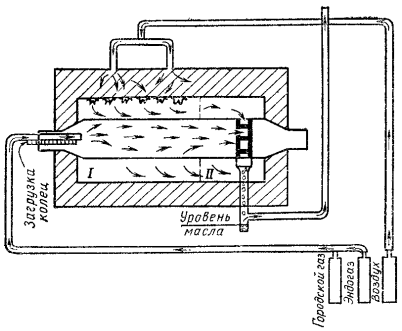


Рис. 7. Схема подачи цементационного газа в цементационно-закалочной печи СБЦА-6.24/3-2М1 (ОКБ-800):
1 — зона цементации; *2* — зона подстуживания

Кольца диаметром свыше 60 мм нагревают ТВЧ. Нагретое до 860° С в течение 3 мин кольцо по наклонному желобу подается на стол пресса, где калибруется коническим пуансоном до заданного чертежом размера и по второму наклонному желобу поступает в закалочный бак с маслом, температура которого 30—60° С.

Отпуск производится в конвейерной отпускной печи с принудительной циркуляцией воздуха при температуре 150—170° С в течение 4—5 ч.

Кольца карданных подшипников изготовляются из стали 15Г1 и термически обрабатываются на специальном автоматизированном агрегате СБЦА-6. 24/3-2М1 конструкции ВНИИЭТО.

Автоматизированный агрегат состоит из двухбарабанной цементационно-закалочной печи (рис. 7) с механизированным закалочным баком, моечной машины и отпускной печи. На агрегате осуществляется цементация при температуре 950° С в течение 7,5 ч (карбюризатор эндогаз с 10% городского газа) после подстуживания до 850° С, промывка и низкотемпературный отпуск при 150° С. Общий цикл обработки составляет 11—12 ч. Толщина цементованного слоя 1,0—1,4 мм.

Контроль. Твердость на поверхности колец из стали 18ХГТ должна быть не ниже *HRC* 60 (отпуск при 170° С) или *HRC* 61 (отпуск при 150° С), твердость сердцевины не ниже *HRC* 30, а из стали 15Г1 — *HRC* 61—65.

Микроструктура цементованного слоя на стали 18ХГТ скрыто- и мелкоигольчатый мартенсит, переходящий по мере уменьшения содержания углерода в мелкоигольчатый и игольчатый мартенсит. Замкнутая карбидная сетка в цементованном слое не допускается. Микроструктура цементованного слоя на стали 15Г1 — игольчатый мартенсит и остаточный аустенит; допускаются небольшие участки троостита.

5. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКОВ ИЗ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ

В ряде узлов механизмов подшипник должен работать в агрессивных средах и при повышенных температурах. В этих узлах используется в основном коррозионно-стойкая сталь 95Х18, находит также применение сталь 11Х18М.

Сталь 95Х18 обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью в азотной кислоте и ее парах, в 3%-ном растворе NaCl, в воде и др. только после закалки и отпуска до 400° С. Надо отметить, что при температуре 480—500° С (вторичная твердость) в результате выделения карбидов коррозионная стойкость стали 95Х18 резко понижается.

Нагрев колец и крупных шариков или роликов под закалку осуществляется последовательно в двух камерных печах, или соляных ваннах; шариков и роликов размером до 50 мм в низкотемпературной муфельной печи.

Предварительный нагрев проводится при температуре 850° С, окончательный нагрев — при 1040—1060° С с выдержкой 1,5 мм на 1 мм сечения, но не менее

4 мин; охлаждение в масле И-12А или И-20А с температурой 30—60° С и отпуск при 150—160° С.

В случае работы подшипников при отрицательных температурах (от —200 до +120° С) наилучший комплекс механических и антикоррозионных свойств имеет место при следующем режиме термической обработки: подогрев до 850° С, окончательный нагрев при 1070 ± 20° С, закалка в масле с температурой 30—60° С, обработка холодом при —70° С и отпуск при 150—160° С.

При нагреве под закалку в вакуумной печи может быть осуществлен равномерный нагрев колец без предварительного подогрева; охлаждение в газовом потоке.

Охлажденные до температуры цеха, но не выше 50° С, детали подвергают обработке холодом при —70÷—80° С. Перерыв между закалкой и обработкой холодом не должен превышать 4 ч. Охлаждение до —70° С замедленное. При отсутствии холодильных машин обработку ведут в термостате с бензином марки Б70, Б-91/115, Б-95/130, Б-100/130 (ГОСТ 1012—72). Выдержка при достижении температуры —70° С составляет 1 ч. Повторная загрузка деталей должна производиться в машинах, температура в которых не ниже —30° С. Нагретые до температуры цеха детали поступают на отпуск. Обработка холодом при —70° С практически обеспечивает стабильность размеров деталей.

Отпуск производится в масляных ваннах или в печах с принудительной циркуляцией воздуха при 150—160° С в течение 3 ч. В случае повышенной твердости проводится дополнительный отпуск при 180—250° С. Твердость после термической обработки *HRC* 58—62.

Микроструктура стали 95Х18 — скрытоигольчатый мартенсит и избыточные карбиды. Микроструктура стали 11Х18М — скрыто- и мелкокристаллический мартенсит и избыточные карбиды. Игольчатый мартенсит в микроструктуре не допускается (режим термической обработки аналогичен режиму обработки стали 95Х18).

Подшипники, работающие при повышенных температурах, подвергают отпуску при 400—420° С в течение 5 ч. Твердость деталей этих подшипников не ниже *HRC* 55.

6. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКОВ ИЗ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Основной маркой, применяемой для изготовления теплостойких подшипников, является сталь 8Х4В9Ф2-Ш (ЭИ347-Ш).

В последнее время начинает находить применение сталь 8Х4М4В2Ф1-Ш (ДИ43-Ш).

Несмотря на то, что сталь 8Х4В9Ф2-Ш экономно легирована, она теплоустойчива до 550° С.

Детали подшипника из стали 8Х4В9Ф2-Ш подвергаются закалке и высокому отпуску.

Нагрев колец и тел качения под закалку производятся последовательно в двух соляных ваннах. Предварительный нагрев при температуре 800—830° С в ванне состава: 75—80% $BaCl_2$ и 20—25% NaCl. Окончательный нагрев при 1220—1240° С в ванне 100% $BaCl_2$. Продолжительность нагрева 8—10 с на 1 мм при толщине сечения детали 25 мм и 6 с на 1 мм для деталей с толщиной стенки более 25 мм (табл. 10).

Охлаждение проводят в масле И-12А или И-20А с температурой 80—130° С.

Очищенные от солей детали подвергают трехкратному отпуску в селитровой ванне KNO_3 или $NaNO_3$ при температуре 565—580° С по 2 ч каждый с охлаждением на воздухе до температуры цеха.

Если подшипники должны работать при температурах выше 500° С, трехкратный отпуск деталей проводят при 580—600° С (когда рабочая температура достигнет 550° С) или при 650° С (когда рабочая температура достигнет 600—650° С).

Контроль. Микроструктура после термической обработки должна состоять из скрыто- и мелкоигольчатого мартенсита или мелкоигольчатого мартенсита и избыточных карбидов. При контроле микроструктуры после закалки особое

Таблица 10. Продолжительность нагрева при 1220—1240° С стали 8Х4В9Ф2-Ш для деталей различного сечения [17]

Толщина сечения, мм	Время выдержки, с	Толщина сечения, мм	Время выдержки, с
2	20	25	200
4	32	30	200
5	40	35	210
10	80	40	240
15	120	45	270
20	160	50	300

Таблица 11. Изменение твердости стали 8Х4В9Ф2-Ш в зависимости от температуры отпуска [15]

HRC при 20° С	*HRC* при температуре отпуска, °С			
	300	400	500	550
64	62	60	58	56
60	58	56	54—55	52

внимание обращается на величину зерна. Как величина зерна после закалки, так и игольчатость мартенсита после закалки и отпуска строго регламентируются.

Твердость после термической обработки должна быть в пределах *HRC* 60—64. Изменение эксплуатационной (горячей) твердости в интервале 20—550° С приведено в табл. 11.

Для подшипников, работающих при температурах до 400° С в условиях повышенных вибраций, рекомендуется твердость *HRC* 59—62.

Соблюдение режимов термической обработки обеспечивает сохранение стабильности при хранении и эксплуатации. Режим термической обработки стали 8Х4М4В2Ф1-Ш аналогичен режиму обработки стали 8Х4В9Ф2-Ш, но температура нагрева при закалке более низкая и находится в пределах 1130—1160° С.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Громова Н. С., Аносов А. Н., Спектор А. Г.** Быстроохлаждающее масло для светлой закалки деталей при безокислительном нагреве. — Тр. ВНИПП, 1976, № 2, с. 81—89.
2. **Гуляев А. П., Зельбет Б. М.** Изменение размеров подшипниковых колец при термической обработке. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1957, № 9, с. 28—36.
3. **Зельбет Б. М., Самсоиов А. Н., Зингерман А. М.** Исследование прокаливаемости стали ШХ15 с различным содержанием алюминия. — Тр. ВНИПП, 1974, № 4, с. 3 — 14.
4. Закалка шарнков при индукционном нагреве. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1973, № 6, с. 43—45.
5. **Качаиов Н. Н.** Прокаливаемость стали. 2-е Изд. перераб. и доп. М.: Металлургия, 1978. 182 с.
6. **Качанов Н. Н., Масленников С. Б.** Химическая неоднородность и прокаливаемость литой и прокатанной стали. — Тр. ВНИПП, 1967, № 2, с. 19—29.
7. **Качаиов Н. Н.** Норма прокаливаемости подшипниковой стали марки ШХ15. — Тр. ВНИПП, 1960, № 1, с. 15—41.
8. **Подшипники** качения: Справочное пособие/Под ред. Н. А. Спицына, А. И. Сприщевского. М.: Машгиз, 1961. 822 с.
9. **Раузин Я. Р.** Термическая обработка хромистой стали. 4-е изд. перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1978. 277 с.
10. **Сахонько И. М., Колотеиков И. В.** Прочностные свойства закаленной стали. — Тр. ВНИПП, 1960, № 1, с. 88—102.
11. **Спектор А. Г.** Размериая стабильность подшипниковой стали (обзор). М.: Специнформцентр. ВНИПП, 1969. 119 с.
12. **Спектор А. Г., Иртлач В. С., Братков А. А.** Влияние азотирования на контактную выносливость стали ШХ15 и долговечность подшипников. — Тр. ВНИПП, 1976, № 2, с. 3—15.
13. **Спектор А. Г.** Методы снижения деформации колец подшипников при термической обработке (обзор). М.: Специнформцентр. ВНИПП, 1971. 73 с.
14. **Спектор А. Г.** Изменение размеров деталей подшипников при термообработке, хранении и эксплуатации. Материалы семинара. Предотвращение деформации при термической обработке деталей. М.: МДНТП, 1966. 288 с.
15. **Спришевский А. И.** Подшипники качения. М.: Машиностроение, 1969. 632 с.
16. **Трусова И. И., Волкова Л. И., Палей Ф. А.** Новая марка стали для деталей крупногабаритных подшипников. — В кн.: Подшипниковая промышленность. М.: ЦИНТИАМ, 1963, вып. 6, с. 12—13.
17. **Царева А. А., Федотова В. Д.** Некоторые особенности технологии термической обработки деталей подшипников, изготовляемых из стали ЭИ347Ш. — Тр. ВНИПП, 1964, № 3, с. 10—18.
18. **Черменский О. Н., Амелихин М. М., Бурлаков И. А.** Современные методы определения механических свойств закаленных подшипниковых сталей (обзор). М.: Специнформцентр. ВНИПП, 1977. 56 с.
19. **Шейн А. С.** Исследование условий стабилизации сталей ШХ15 и ШХ15СГ и их поведение при разных температурах. — Подшипник, 1953, № 8, с. 19—25.

Глава 21

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КРУПНЫХ ПОКОВОК

1. ОСОБЕННОСТИ ПРОИЗВОДСТВА И ОБРАБОТКИ КРУПНЫХ ПОКОВОК

Строение слитка — основа качества крупных поковок. Качество крупных поковок в значительной степени определяется металлургическими факторами производства стали, степенью развития пороков стальных слитков. Чем крупнее слиток, тем больше время его затвердевания, тем сильнее развиваются ликвационные процессы. Хотя последующий передел слитков (ковка и термическая обработка) несколько уменьшают микро- и макронеоднородность, особенности первичной структуры могут в той или иной степени сохраняться,

Осевая зона и верхняя часть слитка в наибольшей степени обогащены ликвирующими элементами (C, Mn, Si, S, P) и газами, в первую очередь водородом (зональная ликвация). Значительная ликвация наблюдается в пределах дендритов (дендритная ликвация) [9]. Так для слитка массой 200 т из смешанной роторной стали максимальный коэффициент ликвации углерода составляет 34,4%, наибольшее содержание его установлено на расстоянии $^1/_3$ высоты от верха слитка. Максимальная отрицательная ликвация углерода 15,6% наблюдается в нижней части слитка, максимальная положительная ликвация серы в осевой зоне слитка на расстоянии $^1/_3$ высоты от верха и вблизи донной части. Элементы Si, Mn, Mo, Cr, Ni, V несколько ликвируют в верхнюю осевую часть слитка [12].

Шлаковые включения могут следовать за перемещениями твердожидкого фронта в процессе кристаллизации и задерживаться между дендритными ветвями и на границах кристалла, образуя междендритную сегрегацию неметаллов. Загрязнение неметаллическими включениями приводит к снижению механических свойств поковок, особенно в поперечном и радиальном направлениях. Наиболее вредное влияние оказывают твердые и хрупкие включения, расположенные по границам зереи, иапример включения Al_2O_3; внутри зерен они менее опасны.

Включения с меньшим, чем у осиовы, температурным коэффициентом линейного расширения (Al_2O_3) создают поля внутренних напряжений и вызывают концентрацию приложениого извне напряжении вследствие различия в модуле упругости. Расчет суммариого иапряжения на границе такого включения с основой показывает, что оно равно удвоенному приложенному иапряжению. Это приводнт к образованию острых трещин [13]. Около включений с бо́льшим, чем у основы, температурным коэффициентом линейиого расширеиия (MnS) образуются поры.

Дефекты слитков (зональная и дендритная ликвация, газы и неметаллические включения) наследуются поковками, создавая иеоднородность структуры и свойств по сечению, особенно в поперечиом и радиальиом направлениях, облегчая возникновение и развитие трещии и других дефектов.

В последнее время внедрены новые способы производства и внепечной обработки стали, резко сокращающие содержание газов, неметаллических включений, улучшающие строеиие слитков: электрошлаковый, вакуумно-дуговой, вакуумно-индукционный, электроино-лучевой и плазменный переплавы, вакуумирование в ковшах, камерах, специальных установках (RH, DH, ASEA—SKF и др.), обработка синтетическими шлаками, продувка инертными газами, введение РЗЭ и др. [18], что позволило существеиным образом повысить качество поковок из слитков.

Влияние горячей пластической деформации на качество крупных поковок. Помимо обеспечения требуемой формы заготовок горячая пластическая деформация повышает качество литого металла, так как способствует заварке макро- и микродефектов усадочного происхождения, повышению плотности, пластических свойств и ударной вязкости металла.

В литом состоянии сталь по прочностным свойствам практически изотропна, а по пластичности и вязкости обладает лишь незначительной анизотропией. С повышением степени деформации (степени уковки) слитка анизотропия механических свойств увеличивается из-за изменения распределения металлургических дефектов. Установлено, что с повышением степени деформации, например стали 35ХНМ, все свойства в продольном направлении возрастают. В поперечном направлении увеличивается лишь прочность, пластические свойства и ударная вязкость не изменяются [3].

Общая уковка и уковка на предварительных переходах не влияют на механические свойства крупных поковок, так как их воздействие частично или полностью снимаются последующими высокими нагревами. Положительное влияние на механические свойства оказывает только уковка при последнем нагреве. Для получения высоких механических свойств образцов в продольном и поперечном направлениях рекомендуется уковка на окончательном переходе в пределах 2,5—6.

В процессе ковки концентрация водорода в поверхностном слое несколько снижается, а по сечению поковок выравнивается. Степень завершения приведенных процессов определяется сечением деформируемых поковок, величиной и длительностью горячей пластической деформации, значением коэффициента диффузии водорода.

Горячая пластическая деформация оказывает влияние на процессы флокенообразования. Известно, что чем лучше проработка металла, тем меньше опасность возникновения флокенов, так как часть их заваривается в процессе горячей пластической деформации.

В последнее время все более широкое распространение находит ковка с подстуживанием, при которой слиток подвергается обжатию на 7—8% с предварительным подстуживанием на воздухе до температуры 780—800° С на поверхности. При этом увеличивается деформация центральных слоев поковки, обладающих более высокой температурой по сравнению с поверхностью. Показано, что применение ковки с подстуживанием увеличивает степень проработки внутренних зон поковки в среднем на 10—20% и относительное сужение металла внутренних зон на 15—30% в тангенциальном направлении.

Влияние химической и структурной неоднородности на механические и технологические свойства поковок. Несмотря на то, что горячая пластическая деформация и последующая термическая обработка в значительной степени воздействуют на окончательную структуру крупных поковок, особенности первичной структуры могут в той или иной степени сохраняться и определять их свойства (табл. 1).

Характеристики прочности практически не изменяются при удалении от поверхности, а характеристики пластичности и вязкости падают при приближении к центру поковки. Микроструктура по сечению поковок представляет собой сорбит или перлит различной дисперсности зернистой или пластинчатой формы с небольшим количеством феррита. После нормализации на шлифах невооруженным глазом видны участки различной травимости, под микроскопом наблюдается структурная неоднородность, темные участки сорбитообразного перлита пересекаются вытянутыми узкими участками слабой травимости в которых преимущественно располагаются неметаллические включения типа сульфидов (рис. 1). Указанная структурная неодиородность является следствием дендритиой ликвации, которая, в свою очередь, наследуется от слитка, а при ковке приобретает вид чередующихся полос.

Снижение пластичности по мере удаления от поверхности к центру объясняется ростом содержания водорода. В изломе разрывных образцов от поковки часто наблюдается вязкое пятно, площадь которого тем больше, чем меньше содержание водорода в стали. Снижение ударной вязкости по мере удаления от поверхности к центру обусловлено главным образом, при прочих равных условиях, ликвацией фосфора.

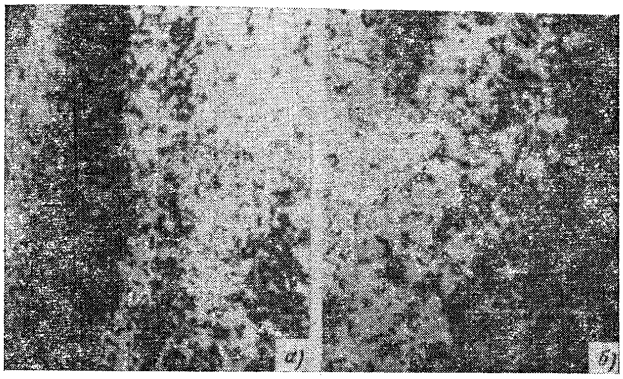


Рис. 1. Микроструктура образца размером 25Х15Х15 мм, вырезанного из поковки и нормализованного (сталь 60ХН):
а — 100Х; *б* — 200Х

Механические свойства, особенно ударная вязкость и склонность стали к хрупкому разрушению, во многом зависят от характера и количества продуктов превращения переохлажденного аустенита. С увеличением мартенситных структур, таких как верхний бейнит, и с повышением температуры их образования склонность стали к хрупкому разрушению усиливается.

При термической обработке крупных поковок почти всегда образуются продукты распада переохлажденного аустенита в промежуточной области. Их количество и характер, а следовательно, и степень влияния на механические свойства, особенно на ударную вязкость и склонность к хрупкому разрушению, определяются химическим составом стали (аустенита), степенью макро- и микроликвации, а также действительной скоростью охлаждения с температуры аустенитизации.

Содержание углерода в поковке роторной стали повышается от поверхности к центру. При микрорентгеноспектральном анализе содержания никеля, хрома,

Таблица 1. Изменение механических свойств по сечению поковок (для двух образцов) диаметром 600 мм из стали 60ХН для валков горячей прокатки

Номер поковки	Место отбора пробы	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см²
		кгс/мм²		%		
1	Поверхность	50,0; 47,0	90,0; 87,0	15,0; 15,0	26,0 29,0	2,5; 2,8
	1/3 радиуса	46,0; 49,0	89,0; 89,0	11,5; 13,0	21,0; 28,0	2,5; 2,3
	Центр	51,0; 52,0	85,0; 91,0	4,0; 5,0	— —	1,6; 0,8
2	Поверхность	40,0; 39,5	81,0; 82,0	16,0; 17,0	38,0; 39,0	4,6; 4,1
	1/3 радиуса	47,5; 49,0	92,0; 93,0	15,0; 16,0	35,0; 31,0	4,0; 4,1
	Центр	48,0; 47,0	90,0; 89,0	15,0; 13,0	24,0; 26,0	3,8; 3,3
3	Поверхность	45,0; 47,0	85,0; 87,0	12,5; 12,0	25,0; 26,0	2,2; 2,6
	1/3 радиуса	43,0; 43,5	84,0; 83,5	13,5; 15,0	25,5; 26,5	2,7; 2,9
	Центр	41,0; 42,0	85,0; 86,0	11,0; 13,0	22,0; 23,0	2,6; 2,7

Таблица 2. Характер ликвации легирующих элементов и микротвердость по сечению поковок диаметром 1120 мм

Марка стали	Место отбора пробы	Средняя концентрация, %				Микротвердость	
		Ni	Cr	Mo	V	Разброс в пределах	Наиболее часто встречающаяся
25ХН3МФА	Поверхность	2,60	1,18	0,41	0,21	195—260	220
	1/2 радиуса	2,80	1,86	0,56	0,29	225—285	225
	Центр	3,30	2,11	0,70	0,36	185—330	255
35ХН3МФА	Поверхность	2,30	0,87	0,47	—	180—265	205
	1/2 радиуса	2,40	1,10	0,87	—	170—260	225
	Центр	2,69	1,25	0,96	—	210—295	255

Таблица 3. Изменение механических свойств по сечению поковки диаметром 1100 мм из стали 35ХН3МФА (после закалки в масле и отпуска при 640—650° С)

Место отбора пробы (расстояние от поверхности, мм)	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см²
	кгс/мм²		%		
20	71,5	83,5	20,0	60,0	9,2
100	71,5	85,5	18,5	60,0	9,4
200	70,5	83,5	19,0	49,0	9,2
300	70,0	87,5	15,5	46,5	9,6
400	70,0	86,5	12,0	27,5	7,8
500	66,0	85,0	17,5	45,0	5,2

молибдена и ванадия обнаружена повышенная концентрация указанных элементов в осевой зоне поковки. В меньшей степени ликвирует никель, сильнее — карбидообразующие элементы. С повышением содержания углерода степень ликвации повышается. Изменение механических свойств и микротвердости по сечению поковки подтверждают данные микрорентгеноспектрального анализа (табл. 2 и 3).

2. ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ И ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ КРУПНЫХ ПОКОВОК В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Температурное поле крупных поковок. Одной из существенных особенностей термической обработки крупных поковок является наличие по сечению значительных температурных перепадов, что приводит к неодновременности протекания фазовых превращений, а следовательно, к получению различных структур (от перлита в центре до мартенсита на поверхности) и свойств материала поковок.

Температурное поле влияет на кинетику формирования временных и остаточных напряжений. Знание его, в сочетании с термокинетическими диаграммами переохлажденного аустенита, дает возможность предсказать характер образующихся структур, а следовательно, и свойств, обеспечить разработку оптимальной технологии термической обработки крупных поковок.

Температурное поле можно определить либо экспериментальным путем, что связано с большими трудностями, либо аналитически. Аналитическое исследование сводится к изучению пространственно-временного изменения температуры, т. е. к нахождению уравнения

$$t = f(x, y, z, \tau). \qquad (1)$$

При одномерном температурном поле уравнение теплового потока принимает следующий вид:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 t}{\partial x^2}. \qquad (2)$$

Решение подобных уравнений при знании начальных и граничных условий, определяющих взаимодействие твердого тела с охлаждающей средой, дает возможность найти характер распределения температуры для любого момента времени в функции его размера и теплофизических характеристик. Однако в процессе охлаждения значения теплофизических констант изменяются в зависимости от температуры и структурного состояния. Фазовые превращения при охлаждении сопровождаются выделением теплоты, что уменьшает или приостанавливает снижение температуры в рассматриваемом объеме. Количество выделяемой теплоты будет зависеть от химического состава аустенита, степени его превращения и получаемой при этом структуры. Коэффициент теплопроводности и удельная теплоемкость являются главным образом функциями структурного состояния.

Совместное решение дифференциального уравнения теплопроводности для граничного и начального условий дает возможность найти решение для тел простейшей формы в критериальном виде [3]:

$$\frac{t_{ср} - t}{t_{ср} - t_0} = f\left(\frac{x}{X}; \frac{a\tau}{X^2}; \frac{\alpha}{\lambda} X\right), \qquad (3)$$

где $t_{ср}$ — температура охлаждающей среды, °С; t — текущая температура в точке x в данное время, °С; t_0 — начальная температура тела; x/X — относительный размер; a — коэффициент температуропроводности, м²/ч; x — текущая координата; X — характерный геометрический размер: для шара и цилиндра — радиус, для пластины — половина толщины или полная толщина при двустороннем нагреве или охлаждении; α — коэффициент теплоотдачи, ккал/(м²·ч·°С); λ — коэффициент теплопроводности, ккал/(м·ч·°С); $\frac{a\tau}{X^2} = \mathrm{Fo}$ — относительное время (критерий Фурье); $\frac{\alpha}{\lambda} X = \mathrm{Bi}$ — критерий Био — отношение внутреннего теплового сопротивления X/λ к внешнему $1/\alpha$.

В начале охлаждения Fo = 0, в конце при $\tau \to \infty$ Fo $\to \infty$. При определении изменения температуры во времени в данной точке x, в уравнении (3) будут две переменных — критерий Фурье и критерий Био. Пользуясь соответствующими номограммами по известным значениям критериев Фурье и Био можно найти относительную температуру для центра или поверхности бесконечного цилиндра или пластины:

$$\theta_{п.ц} = \frac{t_{ср} - t}{t_{ср} - t_0} \qquad (4)$$

и искомую температуру t.

При определении температурного поля цилиндрическая поковка, длина которой более пяти диаметров, рассматривается как геометрическое тело, полученное пересечением цилиндра бесконечной длины и неограниченной пластины. Относительная температура для цилиндра конечных размеров определяется путем перемножения соответствующих температурных критериев.

При проведенных расчетах не учитывался тепловой эффект фазовых превращений и принималось постоянным значение теплофизических констант в функции температуры и структурного состояния. Расчет температуры по средним для данного интервала нагрева или охлаждения значениям теплофизических констант будет приводить к увеличению фактического времени достижения заданной температуры при высоких ее значениях и, наоборот, к уменьшению при низких значениях. Определение температурного поля без учета скрытой теплоты превращений приводит к ошибке в определении температуры в интервале фазовых превращений на 10—20%.

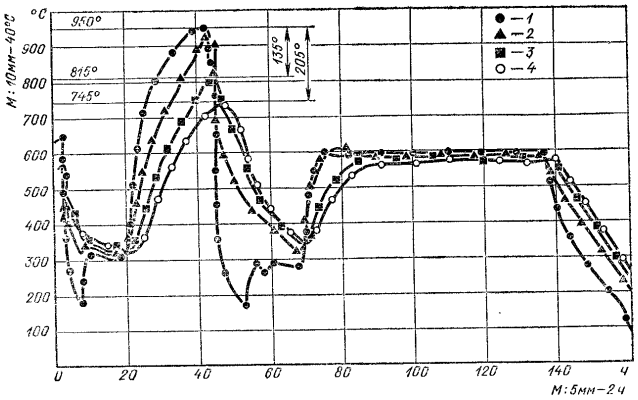


Рис. 2. Изменение температуры по сечению поковки из стали 60ХН диаметром 1300 мм при нормализации и отпуске [15]:
1 — печь; *2* — поверхность поковки; *3* — на расстоянии 216 мм от поверхности (1/8 радиуса); *4* — центр поковки

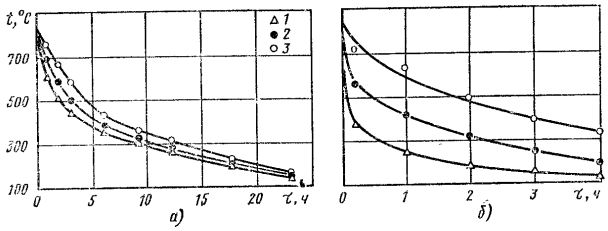


Рис. 3. Изменение температуры по сечению поковки диаметром 850 мм из стали 35ХН3МФА при охлаждении с температуры 880° С на воздухе (*а*) и в масле (*б*). Расстояние от поверхности:
1 — 30 мм, *2* — 212 мм (1/2 радиуса), *3* — 425 мм (центр)

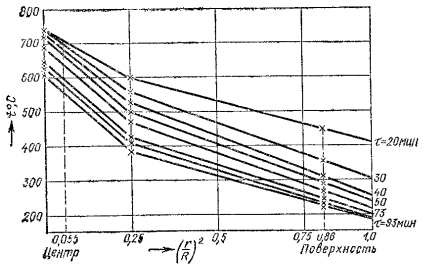


Рис. 4. Изменение температуры в поковке диаметром 850 мм при охлаждении на воздухе в функции $(r/R)^2$ при постоянном времени охлаждения

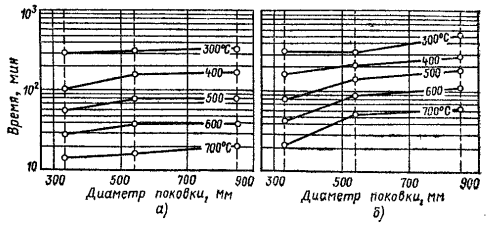


Рис. 5. Зависимость времени охлаждения на воздухе поверхности (*а*) и центра (*б*) поковки от диаметра и температуры охлаждения

Известен экспериментально-аналитический способ определения температурного поля крупных поковок в процессе нагрева или охлаждения с использованием теории подобия [1], предусматривающий одинаковость формы, физических свойств и граничных условий, а также постоянство температурного поля перед началом охлаждения, т. е. постоянство критерия Био. Равенство критериев Био для двух подобных, различных по размеру поковок может быть достигнуто либо за счет коэффициента теплоотдачи, либо теплопроводности. Зная время охлаждения конкретного места сечения эталона (поковки), можно найти температуру за данный отрезок времени в сходственной точке поковки другого размера по формуле [5]:

$$\tau_к = \frac{R^2_{эт}}{R^2_к}, \qquad (5)$$

где $\tau_к$ — время охлаждения поковки радиусом $R_к$ до заданной температуры.

Анализ существующих способов определения температурного поля крупных поковок приводит к необходимости сочетания расчетных методов с экспериментальными.

Для иллюстрации этого приведены экспериментальные данные по определению температурного поля поковок диаметром 1300 мм (рис. 2) [15] и 850 мм (рис. 3), а на рис. 4 показано изменение температуры поковки диаметром 850 мм при охлаждении на воздухе в функции текущего радиуса $(r/R)^2$ при постоянном времени охлаждения. На рис. 5 представлена зависимость времени охлаждения поверхности и центра поковок от их диаметра и температуры охлаждения, а на рис. 6 показан фактический режим охлаждения на воздухе ступенчатой поковки диаметром 2200 мм с зачеканкой термопар на различном расстоянии от поверхности [16].

Ниже приведен пример расчета температурного поля для поковок диаметром 330, 540 и 850 мм из роторной стали при охлаждении с 880° С на воздухе и в масле с подстуживанием.

Температуру поверхности $t_п$ рассчитывали по формуле

$$t_п = t_{ср} - (t_{ср} - t_н)\,\theta_п, \qquad (6)$$

где $t_{ср}$ — температура охлаждающей среды; $t_н$ — начальная температура металла; $\theta_п$ — температурный критерий.

По аналогичной формуле определялась температура центра $t_ц$:

$$t_ц = t_{ср} - (t_{ср} - t_н)\,\theta_ц. \qquad (7)$$

Температурные критерии находились по соответствующим номограммам

$$\theta_{п.\,ц} = f(\mathrm{Fo}, \mathrm{Bi}).$$

При охлаждении на воздухе можно принять средние значения теплофизических констант для всего рассматриваемого температурного интервала. При охлаждении в масле и в воде охлаждающая способность изменяется в сравнительно

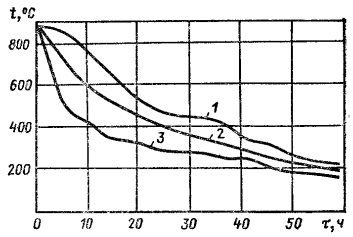


Рис. 6. Экспериментальное температурное поле после нормализации ступенчатой поковки диаметром 2200 мм с различной глубиной зачеканки термопар:
1 — 1050 мм; *2* — 350 мм; *3* — 50 мм

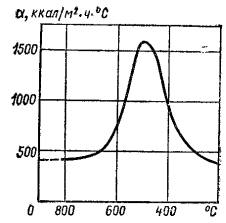


Рис. 7. Изменение коэффициента теплоотдачи при охлаждении в масле в зависимости от температуры охлаждаемой поверхности

узком температурном интервале (рис. 7), и расчет по средним значениям дает большое отклонение от экспериментальных данных.

Температурное поле поковок при охлаждении на воздухе в интервале температур 880—280° С рассчитывали двумя методами: по средним значениям λ и α в интервале 880—280° С; по средним значениям λ и α в трех температурных интервалах (800 — 680, 680 — 480 и 480 — 280° С).

Для определения критериев Фурье и Био (см. стр. 611) подсчитывали коэффициенты температуропроводности a и теплоотдачи $\alpha_л$ лучеиспусканием по формулам:

$$a = \frac{\lambda}{c\gamma}; \tag{8}$$

$$\alpha_л = \varepsilon \cdot 5{,}67 \frac{\left(\frac{T_{ср}}{100}\right)^4 - \left(\frac{T_в}{100}\right)^4}{T_{ср} - T_в}. \tag{9}$$

Здесь ε — степень черноты окисленной поверхности металла, $\varepsilon = 0{,}68$; $T_в$ — температура среды; $T_{ср}$ — средняя температура металла, определяемая по формуле

$$\left(\frac{T_{ср}}{100}\right)^4 = \frac{1}{2}\left[\left(\frac{T_н}{100}\right)^4 + \left(\frac{T_к}{100}\right)^4\right], \tag{10}$$

где $T_н$ и $T_к$ — температура металла в начале и в конце охлаждения.

По значениям Fo и Bi по номограмме Д. В. Будрина находили температурные критерии для поверхности ($Q_п$) и центра ($Q_ц$) охлаждаемой поковки, а затем определяли температуру поверхности и центра по следующим зависимостям:

$$t_ц = t_в - (t_в - t_к)\,\theta_ц,$$

$$t_п = t_в - (t_в - t_н)\,\theta_п.$$

На рис. 8 представлено температурное поле поковки диаметром 850 мм при охлаждении на воздухе, рассчитанное двумя методами. При сравнении расчетного температурного поля с экспериментальным (см. рис. 3) видно, что расчет температурного поля по средним значениям λ и α в трех интервалах дает значительно большее совпадение с экспериментальным полем по сравнению с расчетом по средним значениям λ и α для всего интервала охлаждения.

В настоящее время предпринимаются попытки рассчитывать температурные поля для каждого конкретного случая с использованием ЭВМ.

Особенности кинетики превращения переохлажденного аустенита в крупных поковках. В большинстве случаев режимы термической обработки крупных поко-

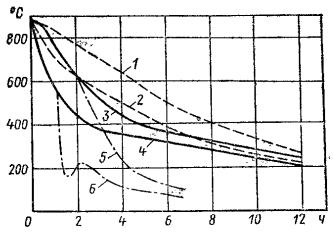


Рис. 8. Расчетное температурное поле по сечению поковки диаметром 850 мм при охлаждении на воздухе с температуры 880° С:
1, 3, 5 — центр поковки; *2, 4, 6* — поверхность поковки; — — — — — — расчет по средним значениям λ и α в интервале 880—220° С; ——— — расчет по средним значениям λ и α в интервалах; 880—680, 680—480 и 480—280° С; —.—.—.—.охлаждение в масле

вок устанавливаются на основе опыта заводов и отличаются большой продолжительностью, что не всегда достаточно обосновано. В связи с этим очень важное значение приобретает определение устойчивости аустенита в различных точках сечения поковок как в изотермических условиях, так и при непрерывном охлаждении со скоростями, имеющими место в реальных условиях. На устойчивость переохлажденного аустенита помимо легирования оказывают влияние разнозернистость стали по сечению поковок, зональная и дендритная ликвация, температура, до которой нагревались различные слои поковки при термической обработке. Построение изотермических и термокинетических диаграмм превращения переохлажденного аустенита должно служить отправным моментом при разработке оптимальных режимов термической обработки крупногабаритных изделий.

Образцы для исследования кинетики распада переохлажденного аустенита необходимо вырезать, как правило, с поверхности, на глубине $^1/_2$ или $^1/_3$ радиуса поковки и в центре. Температура аустенитизации должна выбираться с учетом конкретного температурного поля по сечению поковки перед соответствующим охлаждением.

На рис. 9 и 10 представлены диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита для поковок диаметром 700 мм из сталей 60ХН и 60ХГ, а в табл. 4 приведен химический состав этих сталей. Из данных таблицы видно, что в основном ликвирует углерод.

Различие в величине аустенитного зерна (из-за неодинаковых температур аустенитизации) и некоторое отличие химического состава (главным образом по углероду) приводит к замедлению распада аустенита не только в перлитной, но и в промежуточной областях.

На рис. 11—12 приведены термокинетические диаграммы для поковок диаметром 700 мм из сталей 60ХН и 60ХГ. С повышением температуры аустенитизации на поверхности поковок наблюдается рост зерна и повышение однородности

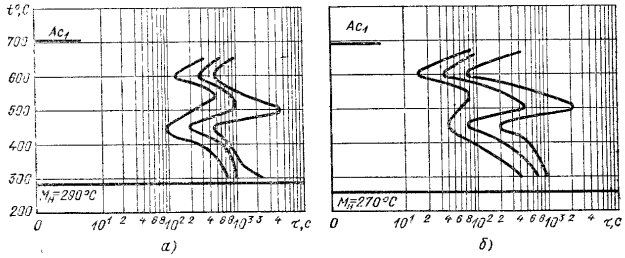


Рис. 9. Диаграммы изотермического превращения аустенита поковки диаметром 700 мм из стали 60ХН:
а — поверхность, температура аустенитизации 900° С; *б* — центр, температура аустенитизации 815° С

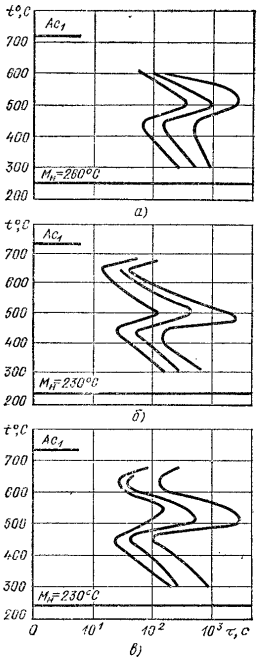


Рис. 10. Диаграммы изотермического превращения аустенита в поковке диаметром 700 мм из стали 60ХГ:
а — поверхность, температура аустенитизации 900° С; *б* — 1/3 радиуса от поверхности, температура аустенитизации 815° С; *в* — центр, температура аустенитизации 815° С

аустенита, что приводит к увеличению его устойчивости в районе перлитного превращения.

На рис. 13 даны диаграммы изотермического превращения аустенита роторной стали 35ХН3МФА. Изменение продолжительности инкубационного периода как в перлитной, так и в промежуточной областях в зависимости от места сечения поковки связано с ликвацией углерода и легирующих элементов в исходном слитке (см. табл. 2). Снижение содержания углерода при удалении от поверхности (в нижней части слитка) приводит к тому, что промежуточное превращение в центральной зоне поковки идет при более высоких температурах, вследствие чего время до начала распада аустенита в промежуточной и перлитной областях соответственно уменьшается. В части поковки, соответствующей верхней половине слитка, в связи с ликвацией углерода к осевой зоне промежуточное превращение протекает при более низких температурах, что приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита.

На рис. 14 представлены термокинетические диаграммы стали 35ХН3МФА.

Напряженное состояние крупных поковок при термической обработке. Наличие значительных температурных перепадов по сечению в процессе нагрева и охлаждения крупных поковок приводит наряду с неодновременностью протекания фазовых превращений к изменению удельного объема фаз, возникновению временных и остаточных напряжений. Характер и величина возникающих напряжений будет определяться изменением температурного поля в процессе охлаждения.

Таблица 4. Химический состав сталей 60ХН и 60ХГ по сечению поковок диаметром 700 мм для валков горячей прокатки

Марка стали	Место отбора пробы	Содержание элементов, %						
		C	Cr	Ni	Mn	S	P	Si
60ХН	Поверхность	0,60	0,79	1,10	0,70	0,017	0,019	0,24
	1/3 радиуса от поверхности	0,57	0,78	1,13	0,70	0,017	0,020	0,24
	Центр	0,68	0,80	1,15	0,72	0,020	0,022	0,25
60ХГ	Поверхность	0,57	1,01	0,13	0,97	0,017	0,019	0,24
	1/3 радиуса от поверхности	0,58	1,02	0,13	0,98	0,017	0,021	0,22
	Центр	0,71	1,02	0,14	0,98	0,020	0,021	0,22

Знание кинетики формирования временных и остаточных напряжений в процессе термической обработки крупных поковок дает возможность уменьшить их вредное влияние, а в некоторых случаях использовать остаточные напряжения для повышения конструктивной прочности.

Из экспериментальных методов определения остаточных напряжений наибольшее распространение нашли механический и рентгеновский. Первый метод основан на определении деформаций, возникающих в связи с нарушением условий равновесия при разрезке тела на части. Не исключено, что сам факт разрезки создает новые остаточные напряжения. Рентгеновским методом можно определить остаточные напряжения только на поверхности.

Первые попытки аналитического определения напряжений в телах простой формы осуществлялись без учета структурных превращений и были основаны на теории упругости. При малых скоростях охлаждения, что является характерным для крупных поковок, необходимо учитывать релаксацию напряжений (уменьшение $\sigma_{0,2}$), что накладывает дополнительные трудности при расчете напряжений как по теории упругости, так и по теории пластичности. В последнее время предпринимаются попытки определения напряжений в области упругопластической деформации с учетом кинетики формирования последних в процессе термической обработки крупногабаритных изделий.

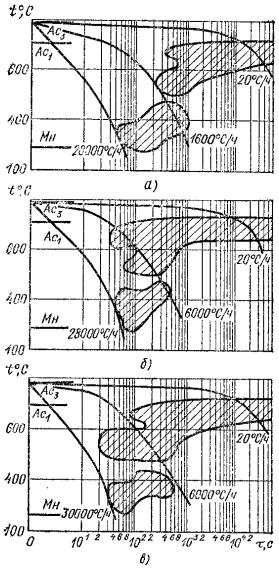


Рис. 11. Термокинетические диаграммы для поковки диаметром 700 мм из стали 60ХН:
а — поверхность, температура аустенитизации 900° С; *б* — 1/3 радиуса от поверхности, температура аустенитизации 815° С; *в* — центр, температура аустенитизации 815° С

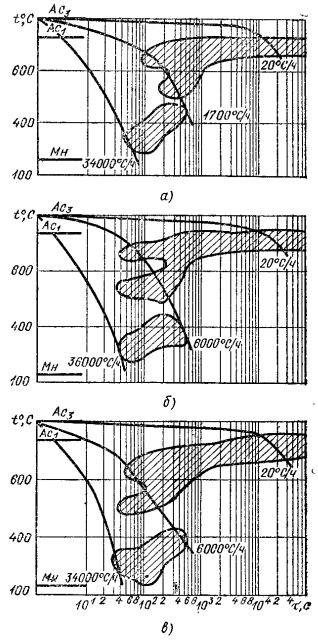


Рис. 12. Термокинетические диаграммы для поковки диаметром 700 мм из стали 60ХГ:
а — поверхность, температура аустенитизации 900° С; *б* — 1/3 радиуса от поверхности, температура аустенитизации 815° С; *в* — центр, температура аустенитизации 815° С

Для изучения кинетики формирования временных и остаточных напряжений, возникающих в материале крупных поковок в процессе термической обработки с использованием теории малых упругопластических деформаций, необходимо знание температурного поля, структурного состояния и механических характеристик.

Характер напряженного состояния роторных поковок различного диаметра при охлаждении на воздухе и в масле определялся путем последовательного суммирования приращений напряжений в соответствующих точках, вычисленных через приращение деформаций за время между двумя моментами, соответствующими изменению деформирования в любой из точек сечения. При этом были использованы полученные экспериментально данные о температурном поле поковок, кинетике превращения переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении, изменении предела текучести и модуля упругости в функции температуры и структурного состояния.

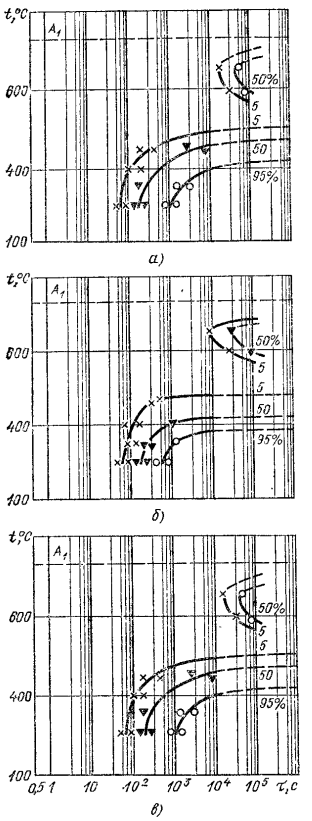


Рис. 13. Диаграммы изотермического превращения аустенита стали 35ХН3МФА ($t_{аусm}$ = 900° С) для зон, отстоящих от поверхности поковки на различном расстоянии;

а — 30 мм; *б* — 250 мм; *в* — 500 мм. Цифры у кривых — % распада аустенита

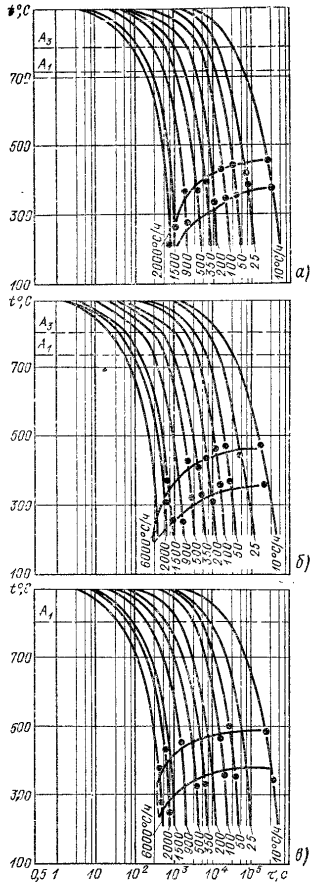


Рис. 14. Термокинетические диаграммы стали 35ХН3МФА ($t_{аусm}$ = 900° С) для зон, отстоящих от поверхности поковки на расстоянии:

а — 30 мм; *б* — 250 мм; *в* — 500 мм

На рис. 15 представлена зависимость осевых, тангенциальных и радиальных напряжений по сечению поковки диаметром 330 мм из стали 35ХН3МФА при различном времени охлаждения на воздухе.

За время охлаждения 0,5 ч, как это следует из термокинетической диаграммы, все сечение поковки находится в аустенитном состоянии (см. рис. 11). Напряжения плавно изменяются от центра к поверхности. Для всех слоев эквивалентное расчетное напряжение меньше $\sigma_{0,2}$, т. е. поковка нагружена в упругой области. Причиной возникновения напряжений явилось наличие температурного перепада по сечению поковки. Увеличение времени охлаждения до 1 ч приводит к росту радиальных напряжений и особенно осевых и тангенциальных на расстоянии 0,4*R*. Значение эквивалентного напряжения для данного слоя больше $\sigma_{0,2}$. Таким образом, данный слой деформируется пластически. С увеличением времени охлаждения до 4,5 ч картина напряженного состояния изменяется, что связано с протеканием бейнитного превращения. Температура поверхности при этом составляет 300° С, центра 321° С. Поковка нагружена в упругой области. Полученные экспериментальные данные по характеру напряженного состояния роторной стали положены в основу разработки оптимальных режимов предварительной и окончательной термической обработки валов роторов турбогенераторов в частности, определения времени подстуживания при закалке и замене отжига нормализацией.

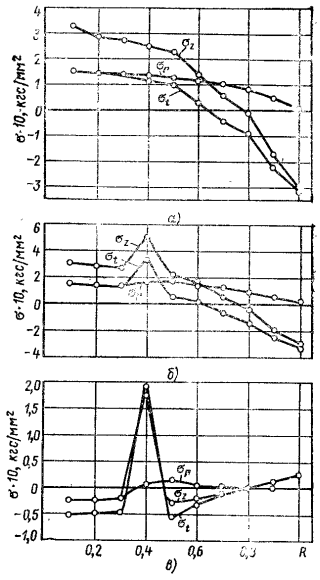


Рис. 15. Изменение осевых (σ_z), тангенциальных (σ_t) и радиальных (σ_r) напряжений по сечению поковки диаметром 330 мм из стали 35ХН3МФА при различном времени охлаждения на воздухе:

а — 0,5 ч; *б* — 1,0 ч; *в* — 4,5 ч

3. ВОДОРОД В КРУПНЫХ ПОКОВКАХ

При современных способах производства стали водород является неизбежной примесью, ухудшающей ее качество и вызывающей при определенных условиях образование в горячем прокате и особенно в крупных поковках распространенного дефекта — флокенов. Все это приводит к необходимости установления длительных режимов противофлокенной термической обработки крупногабаритных изделий.

Способ выплавки стали (кислая, основная мартеновская, кислая и основная с последующим вакуумированием, сталь электрошлакового переплава и др.),

используемый для производства идентичных по назначению и размерам крупных поковок, не может являться достаточным основанием для изменения характера предварительной и тем более окончательной термической обработки. Качество стали (главным образом содержание водорода) оказывает влияние только на продолжительность выдержки при субкритических температурах в процессе предварительной противофлокенной термической обработки.

Практика показывает, что количество водорода в стали может значительно превышать равновесное содержание. Взаимодействие дефектов структуры с атомами внедрения приводит к отклонению содержания водорода от средней концентрации в микрообъемах и влияет на стабильность структурной неоднородности. В сталях сложного состава водород локализуется на дислокациях и двумерных дефектах, малоугловых и межфазных границах. Таким образом, при заданном содержании водорода локальное пересыщение будет определяться протяженностью внутризеренных дефектов, границ фаз.

Применение метода микролокального определения водорода, основанного на комбинировании лазера и масспектрометра, показало, что на локальное распределение водорода влияет тип неметаллических включений; наибольшее количество водорода скапливается у сульфидов, наименьшее — у силикатов.

При оценке влияния различных факторов на диффузионную подвижность водорода большое значение имеет водородопроницаемость. Известно, что проницаемость и скорость диффузии водорода понижаются с увеличением структурной неоднородности: они максимальны в зернистом перлите, минимальны — в мартенсите.

При изучении влияния деформации на водородопроницаемость показано [7], что последняя в большей степени, чем механические свойства, чувствительна к дефектам кристаллической решетки (свободным дислокациям внутри зерен). Роль большеугловых границ при этом невелика. Уменьшение подвижности водорода при горячей пластической деформации объясняется механическим наклепом и наличием микропустот на границе раздела фаз [11].

Водород, находящийся в микропустотах в молизованном состоянии, не растворим в твердой стали и поэтому плохо удаляется из металла. Вылеживание наводороженной стали при комнатной температуре снижает общее содержание водорода вследствие десорбции протонного и атомарного водорода; количество же молизованного водорода имеет тенденцию к увеличению.

Таким образом, проницаемость и коэффициент диффузии водорода при данной температуре в значительной степени определяются структурным состоянием, степенью дефектности структуры, природой, размером и характером распределения неметаллических включений и плотностью материала, т. е. наличием пористости. Все это имеет практическое значение при разработке противофлокенной термической обработки крупных поковок.

Распределение водорода в объеме крупных поковок. Известно, что концентрация водорода по сечению стальных слитков и крупных поковок весьма неравномерна. Сегрегация водорода, очевидно, происходит во время кристаллизации из-за различной растворимости его в жидкой и твердой стали. В процессе охлаждения металла водород накапливается в незатвердевшей части, т. е. его концентрация к центру и к верхней части слитка должна повышаться; в эти же участки оттесняются и неметаллические включения. Поры, микротрещины и неметаллические включения определяют неравномерность распределения остаточного водорода внутри слитков и крупных поковок и объясняют локализацию его в местах с наибольшим количеством включений и микропористостью.

Таким образом, все исследователи отмечают значительную неравномерность распределения водорода по сечению слитков и поковок, которая увеличивается с повышением содержания водорода в жидкой стали и развеса слитка.

Влияние водорода на структуру и свойства крупных поковок. С повышением содержания водорода (по мере удаления от поверхности поковки к центру) понижаются характеристики пластичности продольных образцов. При содержании водорода свыше 4,0 см^3/100 г металла продольные образцы практически теряют пластичность. Но особенно сильное влияние оказывает водород на пластичность поперечных образцов, которые уже при содержании водорода свыше 2,0 см^3/100 г металла полностью охрупчиваются.

На уменьшение анизотропии свойств крупных поковок положительное влияние оказывает вакуумирование стали, снижающее примерно в 2 раза содержание водорода, улучшающее пластичность и вязкость.

В поковках, пораженных флокенами, часто наблюдается развитая дендритная ликвация, которая, особенно на крупных слитках, настолько резко выражена, что позволяет обнаружить в темных участках шлифа повышенное содержание легирующих элементов.

В легированной стали водород вызывает усиление дендритной ликвации и столбчатости [4]. С. М. Баранов предлагает объяснение влияния водорода на структуру стали. При охлаждении жидкой стали, содержащей повышенное содержание водорода, момент образования твердых кристаллов совпадает со скачкообразным и резким падением растворимости водорода между жидкой и твердой фазами. Выделяющийся на границе раздела твердой и жидкой фазы водород адсорбируется гранями растущих кристаллов (осей дендритов). Наличие адсорбционной пленки водорода затрудняет диффузионные процессы, что приводит к повышению концентрации легирующих элементов и углерода в междуосных объемах дендритов и создает сильно развитую дендритную ликвацию. Значительное обогащение растворенными элементами междуосных объемов может привести к возникновению в них стали другого класса, например мартенситного, резкому изменению твердости, а также окраски участков структуры. Неравномерная концентрация легирующих элементов в микрообъемах дендритов является весьма устойчивой и сохраняется в процессе ковки и последующей термической обработки. Таким образом, помимо снижения пластичности водород вызывает изменение структуры стали, которое является устойчивым и после значительного удаления его из металла.

Флокены в крупных поковках. Проблеме флокенов в стали посвящено большое число экспериментальных и теоретических работ. С одной стороны это свидетельствует о практической важности указанной проблемы, с другой — о сложности явлений, протекающих в металле и приводящих к образованию такого рода дефектов.

Известно, что одной из главных причин образования флокенов в крупных поковках является повышенное содержание водорода в стали. Флокены обычно наблюдаются в катаной стали или в поковках, но иногда они встречаются и в литой стали. Как правило, они располагаются в средней части поковки и не имеют определенной ориентировки. В крупных поковках флокены располагаются или берут начало в ликвационных участках, обогащенных углеродом, фосфором, серой и легирующими элементами [14].

В настоящее время причина образования флокенов не вызывает сомнения, но механизм их образования является дискуссионным.

Образование флокенов реализуется при содержании водорода 4—8 см^3/100 г металла под действием дополнительных внутренних напряжений (структурных, термических и механических), которые увеличивают локальную концентрацию водорода в твердом растворе.

И. Е. Брайнин [6] полагает, что флокены образуются не мгновенно, а после определенного инкубационного периода времени, необходимого для достижения соответствующего содержания водорода в дефектном участке кристаллической решетки, где они зарождаются. Длительность инкубационного периода уменьшается с увеличением содержания водорода, остаточных внутренних напряжений, величины зерна.

Только растягивающие напряжения при совместном действии с водородом могут вызвать образование флокенов, сжимающие напряжения уменьшают опасность флокенообразования. Объясняется это тем, что водород путем восходящей диффузии обогащает зоны растягивающих напряжений и, собираясь около дислокаций, способствует зарождению и распространению трещин [10]. Причиной образования флокенов является диффузионно подвижный водород.

По данным П. В. Склюева [14], температура начала появления флокенов не является постоянной, а зависит, помимо содержания водорода, от состава стали и скорости охлаждения. Чем выше содержание водорода и чем больше скорость охлаждения, тем выше температура образования флокенов. Литературные дан-

ные свидетельствуют о том, что температура образования флокенов лежит ниже 200° С.

Влияние термической обработки на содержание водорода в крупных поковках. В литературе неоднократно приводились сведения о попытках устаиовления предела содержания водорода в жидкой стали, который гарантировал бы получение металла без флокенов. Представляется, что говорить о критическом содержании водорода с точки зрения флокеночувствительности стали в общем виде не имеет смысла, так как она при одном и том же содержании водорода может изменяться в зависимости от формы, размеров изделий и характера термической обработки.

Специальная термическая обработка как мера предупреждения образования флокенов является необходимой для изделий больших сечений. П. В. Склюев [14] считает, что при начальном содержании водорода в крупных поковках 4—6 $см^3$/100 г металла необходимы выдержки при температуре 650° С по 10 ч на 100 мм сечения при толщине поковки до 500 мм и по 20—25 ч на 100 мм при толщине поковки 900—1000 мм.

Удаление водорода из изделий больших сечений при термической обработке весьма затруднительно (снижение содержания водорода резко уменьшается при увеличении диаметра поковок). Неизбежность противофлокенной обработки в значительной степени вызвана необходимостью перевода водорода в неактивную форму, когда его давление в различных несплошностях, вследствие высокой пластичности металла, не вызывает образования трещин, а также необходимостью снижения внутренних напряжений.

А. А. Астафьевым [2] установлено, что выделение водорода существенным образом уменьшается в тех температурных интервалах, в которых сохраняется повышенное количество переохлажденного аустенита и резко увеличивается после его распада; в процессе отжига водород из центральной зоны крупных поковок удаляется незначительно, а иммунитет к флокенообразованию связан с процессом перераспределения водорода в крупных поковках.

В процессе изотермической выдержки при субкритических температурах водород из глубинных слоев практически не удаляется [5, 17].

Радикальным способом умеиьшеиия флокеночувствительности стали является получение металла с малым количеством водорода либо подбор соответствующих составов стали, обеспечивающих необходимый комплекс служебных характеристик и являющихся менее флокеиочувствительными. Другой способ — совершенствование существующих режимов термической обработки на базе научных и практических исследований всех особенностей, связанных с производством крупных поковок.

Термическая обработка является заключительным этапом в металлургическом цикле производства крупных поковок и обычно состоит из двух этапов: первичной термической обработки (отжига или нормализации после ковки) и окончательной термической обработки (нормализации или закалки с отпуском).

Для некоторых поковок (в частности, для валков горячей прокатки) предварительная термическая обработка является окончательной.

Основной целью предварительной термической обработки крупных поковок является подготовка структуры для последующей окончательной обработки и уменьшение флокеночувствительности стали.

Применяемые в настоящее время режимы противофлокенной термической обработки позволяют в определенной степени предотвратить образование флокенов и получить качественный металл. Основная задача термической обработки при этом сводится к уменьшению флокеночувствительности не за счет удаления водорода, а в результате перевода его из активиой в неактивную форму.

Режимы противофлокенной термической обработки на большинстве отечественных и зарубежных заводов включают следующие операции:

1) превращение переохлажденного аустенита в перлит (для углеродистых и низколегированных сталей) или бейнит (для легированных сталей, обладающих значительной устойчивостью переохлажденного аустенита в перлитной области);

2) изотермическую выдержку при субкритических температурах, обеспечивающую повышенную подвижность водорода;

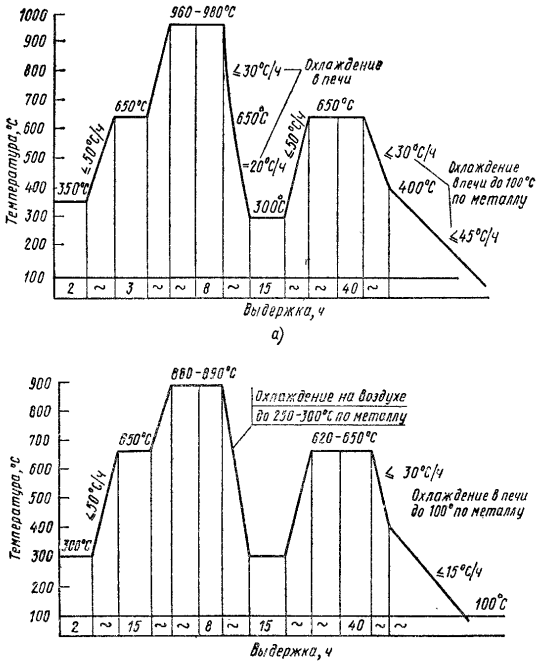


Рис. 16. Режимы окончательной термической обработки сварного натурного изделия из стали 20ХН3МФА [8]:
а — высокотемпературный отжиг; *б* — нормализация с отжигом

3) окончательное замедленное охлаждение с температуры изотермической выдержки для обеспечения допустимого минимума остаточных внутренних напряжений в поковках (в первую очередь растягивающих).

На первой операции, как правило, поковки из углеродистых и низколегированных сталей переохлаждаются до температур 450—650° С, из высоколегированной стали — до температур 300—350° С. Выбор температуры переохлаждеиия должен определяться кинетикой распада переохлажденного аустенита с учетом возможности образования флокенов в процессе выдержки при больших переохлаждениях.

Выдержка при субкритических температурах обеспечивает частичное удаление водорода с поверхностных слоев, перераспределение его в центральном объеме и уменьшение количества активного растворенного водорода, что и приводит к уменьшению флокеночувствительности стали. Длительность изотермической выдержки определяется составом стали и размерами поковок.

На рис. 16 представлены режимы окоичательной термической обработки сварного изделия сечением до 800 мм из стали 20ХН3МФА [8].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Астафьев А. А.** Термическая обработка крупных поковок. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1973, № 7, с. 2—5.
2. **Астафьев А. А.** Предварительная термическая обработка поковок. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1978, № 9, с. 2—6.
3. **Браун М. П.** Пластическая деформация и тепловая обработка крупных изделий из легированных сталей. М.; Машгиз, 1961. 219 с.
4. **Баранов С. М.** Водород — поверхностно-активная примесь в сплавах. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Машгиз, 1961. с. 138—145.
5. **Башнин Ю. А., Мерник Э. Б.** Изменение содержания водорода по сечению крупных поковок в процессе изотермической выдержки. — Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 1973, № 7, с. 158—161.
6. **Брайнин И. Е.** О флокенообразовании и влиянии режима обработки на удаление водорода из стали. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1971, № 1, с. 44—47.
7. **Влияние** пластической деформации и последующего отжига на скорость проникновения водорода в аустенит/П. В. Гельд, В. А. Гольцов, М. М. Штейнберг и др. — Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 1964, № 4, с. 119—123.
8. **Влияние** термической обработки на механические свойства металла натурного изделия/А. А. Астафьев, М. В. Сонина, Н. А. Борисов, А. И. Кондрашев. — В кн.: Применение новых материалов и сплавов. Экономия материалов. Сталь для крупных сварных поковок. М.: НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1975, 14—75—2, с. 12—16.
9. **Голиков И. Н., Масленков С. Б.** Дендритная ликвация в сталях и сплавах. М.: Металлургия, 1977. 216 с.
10. **Исследование** распределения водорода в металлах и сплавах методом электронно-микроскопической авторадиографии/С. С. Гинзбург, С. Т. Кишкин, С. З. Бокштейн и др. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1969, № 5, с. 59—61.
11. **П. В. Гельд, В. А. Гольцов.** Методика изучения кинетики выделения водорода из стали в процессе горячей ковки. — В кн.: Методы определения и исследования состояния газов в металлах. М.: Наука, 1968, с. 221—224.
12. **Изготовление** 200 т кузнечного слитка роторной стали/Э. Ю. Колпишон, В. К. Новицкий, В. В. Соболев и др. — В кн.: Оптимизация металлургических процессов. М.: Металлургия, 1972, с. 50—52.
13. **Лебедев В. Н., Коровина В. М., Варакин П. И.** Крупные поковки для валов турбогенераторов. М.: Машиностроение, 1968. 118 с.
14. **Склюев П. В.** Водород и флокены в крупных поковках. М.: Машгиз, 1963. 188 с.
15. **Термическая** обработка крупных поковок/Ю. А. Башнин, И. В. Паисов, В. Н. Цурков, В. М. Коровина. М.: Металлургия, 1973. 176 с.
16. **Ускоренный** режим предварительной термической обработки крупных поковок/И. А. Борисов, А. А. Астафьев, Н. Н. Бурава и др. Реферативная информация. Термическая и химико-термическая обработка металлов. Разработка рациональных режимов термической обработки крупных поковок. М.: НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1975, 13—75—10, с. 11—15.
17. **Цурков В. Н., Паисов И. В., Башнин Ю. А.** Влияние термической обработки на содержание и распределение водорода в крупных поковках. — Сталь, 1967, № 8, с. 742—745.
18. **Гуляев А. П.** Чистая сталь. М.: Металлургия. 1975. 183 с.

Глава 22
ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ В ТЯЖЕЛОМ МАШИНОСТРОЕНИИ

1. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОКОВОК ОБЩЕГО НАЗНАЧЕНИЯ

Химический состав и механические свойства углеродистых и низколегированных сталей. На заводах тяжелого машиностроения для изготовления различных деталей используют углеродистые и низколегированные стали. Стали выплавляют в кислых и основных мартеновских печах, в электропечах и других плавильных агрегатах. В процессе плавки и отливки слитков часть металла подвергается вакуумной обработке.

Назначение углеродистых и низколегированных сталей, наиболее широко применяемых в тяжелом машиностроении, указано в табл. 1 [7].

Термическая обработка поковок общего назначения, как правило, состоит из двух этапов: предварительной и окончательной.

Предварительная термическая обработка (отжиг) проводится непосредственно после ковки с целью предотвращения появления флокенов, снижения твердости для облегчения последующей механической обработки, умеиьшения остаточных напряжений и подготовки структуры под окончательную термическую обработку.

Окончательная термическая обработка (нормализация, нормализация с высоким отпуском или закалка с высоким отпуском) придает металлу требуемый уровень механических свойств и остаточных напряжений, обеспечивает необходимую структуру.

Механические свойства углеродистых и низколегированных сталей после окончательной термической обработки приведены в табл. 1 [7].

Принципы выбора температурно-временных параметров термической обработки. При выборе оптимальной технологии термической обработки изделий необходимо учитывать химический состав стали, метод выплавки, сечение деталей, оборудование, в котором должна производиться термическая обработка. Назначение режимов нагрева при термической обработке производится по расчетному сечению детали (табл. 2 и рис. 1).

Все стали общего назначения по степени флокеночувствительности подразделяют на четыре группы, что играет весьма важную роль при назначении режимов предварительной термической обработки (табл. 3).

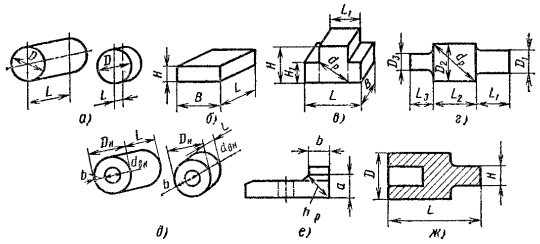


Рис. 1. Типовые конфигурации поковок

Таблица 1. Механические свойства и назначение углеродистых и низколегированных сталей [7]

Марка стали, ГОСТ	Режим термической обработки			Сечение, мм	Механические свойства, не менее					*HB*	Назначение
	Операция	Температура, °С	Охлаждающая среда		$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_д$, кгс·м/см²		
					кгс/мм²		%				
15, ГОСТ 8479—70 ГОСТ 1050—74	Нормализация	900—920	Воздух	До 100	20	40	26	55	6,0	111—156	Вилки, стяжки, траверсы, гайки, винты, крюки, фланцы, штанги и др.
				101—300	18	36	24	50	6,0	101—143	
	Отпуск	600—680	Воздух или печь	301—500	15	33	24	45	5,5	97—121	
20, ГОСТ 8479—70, ГОСТ 1050—74	Нормализация	900—920	Воздух	До 100	22	44	24	53	5,5	123—167	Крюки кранов, стропы, серьги, башмаки, подмоторные рамы, косынки, цилиндры, сварные конструкции, трубопроводы, змеевики и др.
				101—300	20	40	23	50	5,5	111—156	
	Отпуск	600—650		301—500	19	38	22	45	5,5	101—143	
				501—800	18	36	20	40	5,0	101—143	
30, ГОСТ 8479—70, ГОСТ 1050—74	Нормализация	850—890	Воздух	До 100	25	48	22	48	5,0	143—179	Тяги, серьги, траверсы, рычаги, валы, звездочки, цилиндры прессов, соединительные муфты и др.
				101—300	25	48	19	42	4,0	143—179	
	Отпуск	650—680	Воздух или печь	301—500	23	46	18	40	4,0	123—167	
				501—800	22	44	16	35	4,0	123—167	
40, ГОСТ 8479—70, ГОСТ 1050—74	Нормализация	840—860	Воздух	До 100	28	54	20	40	4,5	156—197	Оси, колеичатые валы, вал-шестерни, штоки, шестерни, бандажи, детали турбин, детали арматуры, шатуны, распределительные валики, фрикционные диски и др.
				101—300	28	54	17	38	3,5	156—197	
	Отпуск	600—650	Печь или воздух	301—500	25	48	17	35	3,5	143—179	
				501—800	25	48	15	30	3,5	143—179	
	Закалка	830—850	Вода	До 100	35	60	18	45	6,0	174—217	
				101—300	32	58	15	35	3,5	167—207	
	Отпуск	580—640	Печь или воздух	301—500	28	54	14	32	3,0	156—197	
45, ГОСТ 8479—70, ГОСТ 1050—74	Нормализация	830—860	Воздух	До 100	32	58	17	38	4,0	167—207	Вал-шестерни, коленчатые и распределительные валы, шестерни, шпиндели, бандажи, плунжеры, стойки, колонны
				101—300	28	54	17	38	3,5	156—197	
	Отпуск	550—630	Печь или воздух	301—500	25	54	15	32	3,0	156—197	
				501—800	25	48	15	30	3,0	143—179	
	Закалка	820—850	Вода	До 100	40	63	17	45	6,0	187—229	
	Отпуск	550—650	Воздух	101—300	35	60	17	40	6,5	174—217	
10Г2, ГОСТ 8479—70, ГОСТ 4543—71	Нормализация	910—930	Воздух	До 100	22	44	24	53	5,5	123—168	Патрубки, штуцеры, змеевики, трубные пучки, крепежные детали
				101—300			20	48	5,0		
				301—500			18	40	4,5		
				501—800			16	35	4,0		
50Г2, ГОСТ 8479—70, ГОСТ 4543—71	Нормализация	810—830	Воздух	До 100	40	63	17	45	6,0	187—229	Шестерни, диски трения, шестеренные валы
	Отпуск	600—650		101—300	35	60	17	40	5,5	174—217	
	Закалка	810—830	Масло	Не определяются						230—280	
	Отпуск	400—500	Воздух								
40Х, ГОСТ 8479—70, ГОСТ 4543—71	Закалка	840—860	Вода, масло	До 100	55	70	15	45	6,0	223—262	Оси, валы, шестерни, вал-шестерни, плунжеры, штоки, диски паровых турбин, валы и роторы паровых турбин
				101—200	50	67	15	45	6,0	212—248	
				201—300	45	65	14	40	5,5	197—235	
	Отпуск	600—650	Воздух или печь	301—500	35	60	14	38	5,0	174—217	
				501—800	32	58	11	30	3,0	167—207	
	Нормализация	850—870	Воздух	До 100	35	60	18	45	6,0	174—217	
				101—200	32	58	17	40	3,5	167—212	
	Отпуск	560—650		201—300	28	54	17	38	3,5	156—187	
45Х, ГОСТ 8479—70, ГОСТ 4543—71	Закалка	840—860	Масло	До 100	65	80	13	42	6,0	249—293	Валы, шестерни, оси, болты, шатуны
				101—300	50	67	13	40	5,5	212—248	
	Отпуск	580—620	Воздух	301—500	45	65	13	35	5,0	197—235	
	Нормализация	850—870	Воздух	301—500	35	65	13	35	—	187—219	
	Отпуск	580—620	Воздух или печь								
15ХМ, ГОСТ 4543—71	Нормализация	930—960	Воздух	До 300	26	45	22	40	6	137—170	Трубы паропроводов и пароперегревателей, фланцы, трубные решетки
	Отпуск	680—730									
	Закалка	880—920	Масло или вода	До 100	50	63	18	50	7	148—217	
	Отпуск	600—650	Воздух								

Продолжение табл. 1

Марка стали, ГОСТ	Режим термической обработки			Сечение, мм	Механические свойства, не менее					НВ	Назначение
	Операция	Температура, °С	Охлаждающая среда		$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см²		
					кгс/мм²		%				
35ХМ, ГОСТ 8479—70, ГОСТ 4543—71	Закалка Отпуск	850—870 600—650	Масло Печь или воздух	До 100 101—300 301—500 501—800	60 50 45 40	75 67 65 63	14 13 13 11	45 40 35 30	6,0 5,5 5,0 4,0	235—277 212—248 197—235 187—229	Валы, шестерни, шпиндели, шпильки, фланцы, болты, диски, покрышки, штоки
	Нормализация Отпуск	860—880 580—640	Воздух	До 100 101—300 301—500 501—800	35 32 28 25	60 58 54 48	9 15 15 15	40 35 35 35	6,0 3,5 3,5 3,5	174—217 167—207 156—197 143—179	
38Х2МЮА (38ХМЮА), ГОСТ 4543—71	Закалка Отпуск	930—950 640—680	Масло или вода Воздух	До 60 До 100 До 200	90 75 60	105 90 80	18 10 10	52 45 45	6 6 6	250—300 250—300 250—300	Штоки клапанов паровых турбин, гильзы цилиндров, иглы форсунок, тарелки букс, распылители, пальцы, плунжеры, шестерни
20ГС, ГОСТ 8479—70	Нормализация Отпуск	890—910 550—600	Воздух	До 300	26	50	14	30	3,5	—	Сварные детали, валы гидротурбин, цилиндры гидропрессов
	Нормализация Отпуск	890—910 550—650	Воздух	До 100 101—300	25 25	48 48	22 19	48 42	5,0 4,0	143—179	
25ГС, ГОСТ 8479—70	Нормализация Отпуск	900—930 580—610	Воздух Воздух или печь	До 500 501—800	28 28	48 48	17 15	35 30	5,0 5,0	143—179	Крупные детали, изготовляемые ЭШС, валы гидротурбин, цилиндры гидропрессов
30ХГС, ГОСТ 8479—70, ГОСТ 4543—71	Закалка Отпуск	860—880 620—640	Масло Масло или вода	До 100 101—300	60 50	75 67	14 13	45 40	6,0 5,5	235—277 212—248	Валы, оси, зубчатые колеса, фланцы
38ХГН, ГОСТ 8479—70, ГОСТ 4543—71	Закалка Отпуск	840—870 550—630	Вода или масло Воздух	До 100 101—300 301—500 501—800	60 55 45 40	75 70 65 63	14 13 13 11	45 40 35 30	6 5 5 4	235—277 223—262 197—235 187—229	Валы, оси, зубчатые колеса
08ГДНФ	Нормализация Отпуск	900—940 590—630	Воздух	До 200	40	50	20	45	4	159—192	Детали, изготовляемые методом горячей штамповки
	Закалка Отпуск	900—940 590—630	Вода Воздух	До 200	45	55	20	45	4	159—208	
12Х1М1Ф (ЭИ575), ГОСТ 20072—74	Нормализация Отпуск	960—980 740—760	Воздух	До 250	26	48	20	50	6	131—170	Трубопроводы, трубы (для температуры 570—585° С)
	Нормализация Отпуск	950—980 730—745	Воздух	360—600	26	45	18	45	5	—	

Продолжение табл. 1

Марка стали ГОСТ	Режим термической обработки: Операция	Режим термической обработки: Температура, °С	Режим термической обработки: Охлаждающая среда	Сечение, мм	Механические свойства, не менее: $\sigma_{0,2}$ кгс/мм²	$\sigma_в$ кгс/мм²	δ %	ψ %	$a_н$ кгс·м/см²	HB	Назначение
15Х1М1Ф	Нормализация Отпуск	1020—1050 730—760	Воздух	< ∅ 140	35	55	18*/16	50/45	5/4	—	Трубы и различные детали, работающие до 565—575° С
	Закалка Отпуск	930—950 720—740	Масло Воздух	До 250	35—55	58	18	50	5	170—217	
25Х1МФ (ЭИ10), ГОСТ 20072—74	Закалка Высокий отпуск	—	—	250 200 200	50—60 60 70—80	65 75 83	18 16 16	50 50 50	7 6 6	217—241 241—269 255—285	Болты, шпильки, крепежные детали
18Х2Н4МА, ГОСТ 4543—71	Закалка Отпуск	860—880 525—575	Масло Воздух	До 100 101—300 301—500	80 75 70	95 90 85	12 12 11	40 35 33	6 5 4	293—331 277—321 262—311	Коленчатые валы, шестерни, вал-шестерни
22К, ГОСТ 8479—70	Нормализация Отпуск	930—950 620—680	Воздух	До 100 101—300 301—500 501—800	22 22 22 20	44 44 44 40	24 20 18 18	53 48 40 38	5,5 5,0 4,5 4,5	123—167 111—156	Обечайки, днища, фланцы, цельнокованые и сварные барабаны паровых котлов, полумуфты, патрубки и другие детали, работающие при температуре от —40 до +450° С под давлением

* Числитель — образцы для испытаний вырезаны в продольном направлении, знаменатель — образцы для испытаний вырезаны в поперечном направлении.

Таблица 2. Определение расчетных сечений деталей для назначения времени выдержки при нагреве и охлаждении в процессе закалки, нормализации и отпуска

Условия расчета	Расчетное сечение	Номер рисунка
Валы и диски: а) $L \geqslant D$ б) $L < D$	$d_{расч} = D$ $d_{расч} = L$	1, *а*
Гладкие пластины, штанги, рейки	По наименьшему размеру $d_{расч} = H$	1, *б*
Пластины с уступами: а) $B \leqslant H$ б) $L_1 \leqslant 0{,}5H$ в) $L_1 \geqslant 0{,}5H$	$d_{расч} = B$ $d_{расч} = H$ $d_{расч} = \sqrt{L_1^2 + H_1^2}$	1, *в*
Валы с уступами, вал-шестерни: а) $L_2 \geqslant 0{,}5D_2$ б) $L_2 < 0{,}5D_2$	$d_{расч} = D_2$ $d_{расч} = \sqrt{L_2^2 + D_2^2}$	1, *г*
Детали типа колец или цилиндров с отверстием: $L > D_н$ $d_{вн} < 200$ мм $d_{вн} > 200$ мм $L < D_н$ $b > L \leqslant D_н$ $b < L \leqslant D_н$	 $d_{расч} = 2b$ $d_{расч} = b$ $d_{расч} = L$ $d_{расч} = b$	1, *д*
Детали типа рычагов	$h_{расч} = \sqrt{a^2 + b^2}$	1, *е*
Полумуфты, муфты	$d_{расч} = 0{,}5D$	1, *ж*

Таблица 3. Распределение сталей различной легированности по степени флокеночувствительности

Группа	Степень легированности	Марка стали
I	Углеродистые	15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55
II	Низколегированные	20Х, 35Х, 40Х, 50Х, 55Х, 10Г2, 50Г, 50Г2, 60ХГ, 15ХМ, 35ХМ, 38Х2МЮА, 20ГС, 25ГС, 20ХГСА, 35ХГСА, 08ГДНФ
III	Среднелегированные	20ХН, 40ХН, 50ХН, 60ХН, 40ХНМ, 34ХН1МА, 38ХГН, 12Х1М1Ф, 15Х1М1Ф, 5ХГМ
IV	Высоколегированные	34ХН3М, 38ХН3МА, 18Х2Н4МА, 5ХНМ, 5ХНМ2

Таблица 4. Требования по загрузке поковок в печь с выкатным подом

Сечение поковок, мм	Расстояние между поковками в горизонтальном ряду, мм	Расстояние, мм		
		от горелок	от торцевых стенок печи	
			холодных	горячих
До 600	100	200	500	300
Св. 600	200	200	500	300

Продолжительность предварительной термической обработки зависит от метода выплавки [1] стали и определяется в значительной степени содержанием в слитке водорода.

Предварительная термическая обработка проводится, как правило, в газовых печах с выкатным подом. Подбор садок ведется с учетом марки стали, сечения поковок, метода выплавки и содержания водорода. Разница между поковками по сечению в данной садке не должна превышать 400—500 мм. Режим термической обработки всей партии поковок назначается по той поковке, которая требует максимальной продолжительности нагрева, наибольшей выдержки при наиболее медленном охлаждении.

Нижний ряд поковок укладывают на проложки высотой 300—350 мм, верхний ряд — на проложки высотой 200 мм. Поковки не должны касаться друг друга. В качестве примера ниже приведены требования одного из заводов тяжелого машиностроения по загрузке поковок в печь (табл. 4).

Окончательная термическая обработка крупных поковок проводится в газовых или электрических вертикальных печах, в которых детали закрепляются на специальных подвесках. В виде исключения разрешается применять горизонтальные печи с выкатным подом.

Типовые режимы термической обработки поковок. На заводах тяжелого машиностроения применяют типовые режимы предварительной термической обработки (рис. 2—4). Особенностью этих режимов является введение после аустенитизации переохлаждения до 200—350° С (в зависимости от садки), что повышает эффективность антифлокенной термической обработки. На некоторых заводах для деталей I и II групп проводят отжиг при 640—650° С.

Продолжительность отжига поковок в зависимости от марки стали и садки колеблется от 200 до 1000 ч, что создает большую задолженность печей и делает этот процесс дорогостоящим.

Окончательная термическая обработка поковок обычно включает закалку (или нормализацию) и высокий отпуск. Продолжительность этих операций составляет 100—400 ч (рис. 5).

Разработана ускоренная технология предварительной и окончательной термической обработки. Сущность ускоренного процесса предварительной термической обработки состоит в специализированном использовании ряда печей: на аустенитизацию, на переохлаждение и на отпуск с перемещением пода с поковками в процессе термической обработки по технологической цепочке. Это дает возможность уменьшить продолжительность процесса на ≈15% и сэкономить топлива на ≈18%.

При ускоренном процессе окончательной термической обработки деталей, проводимом методом пересадки, одновременно используется блок термических печей, состоящий из печи под закалку или нормализацию, одной или двух печей под отпуск и одной печи для изотермической выдержки после отпуска. Внедрение этой технологии позволяет сократить продолжительность термической обработки на 10—15% и сократить расход топлива на ≈10%.

[1] Сталь считается вакуумированной и для нее назначается соответствующий режим отжига при содержании водорода в слитке, не превышающем 2,5 см³/100 г металла.

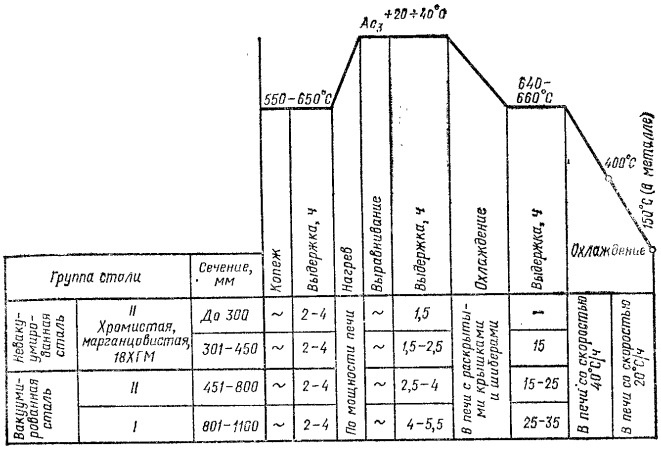


Рис. 2. Отжиг поковок из сталей I и II групп по флокеночувствительности

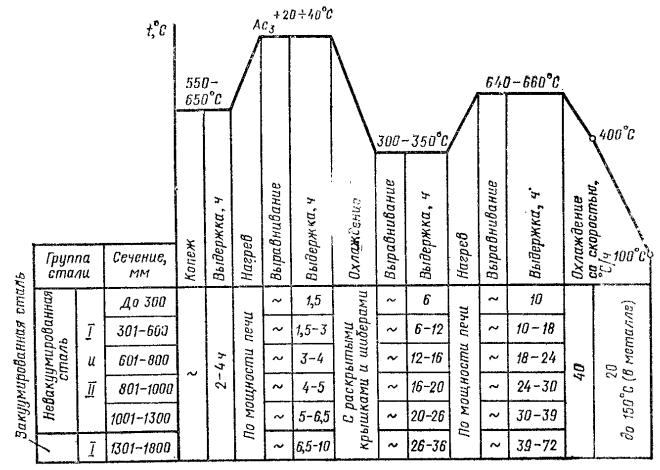
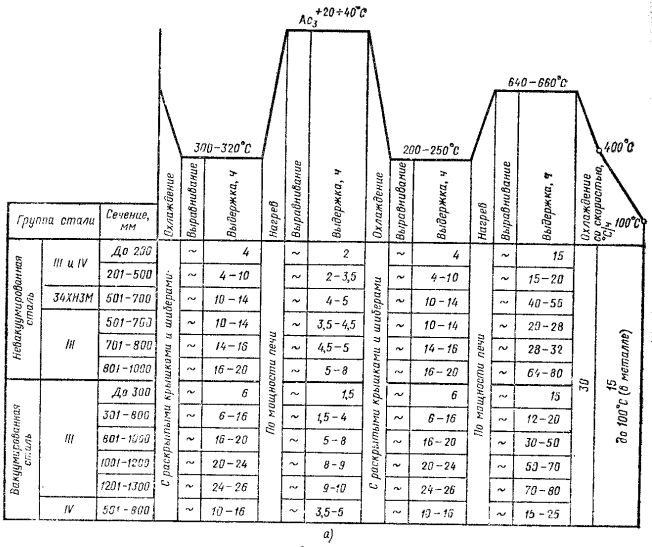
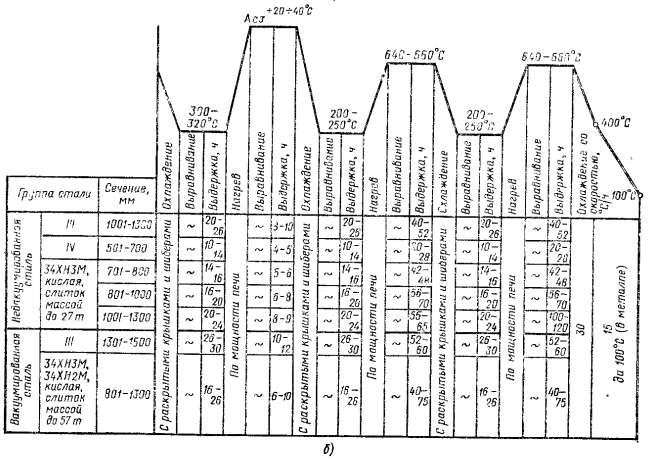


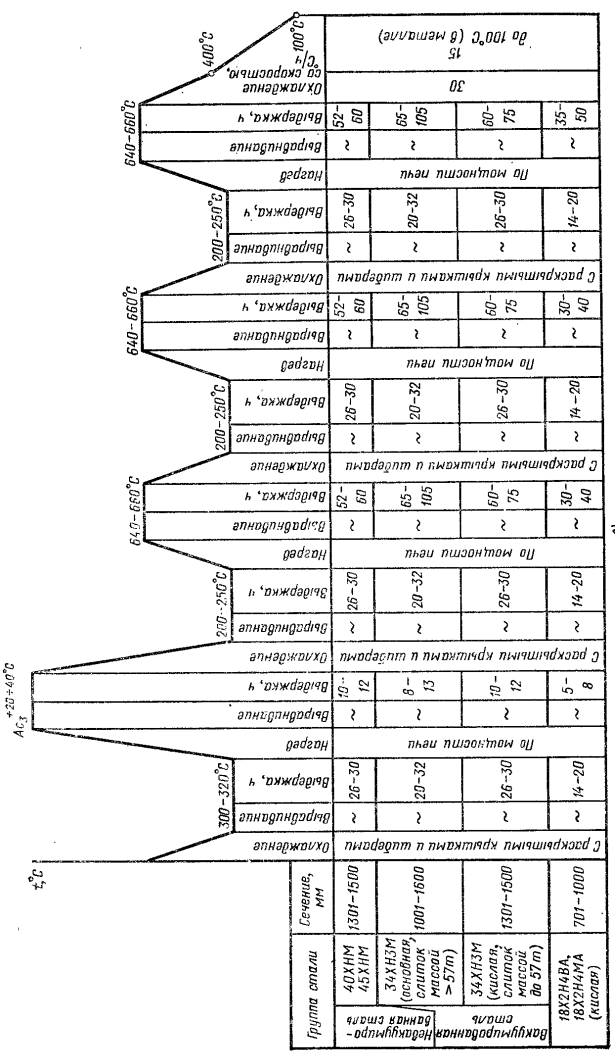
Рис. 3. Изотермический отжиг поковок из сталей I и II групп



а)

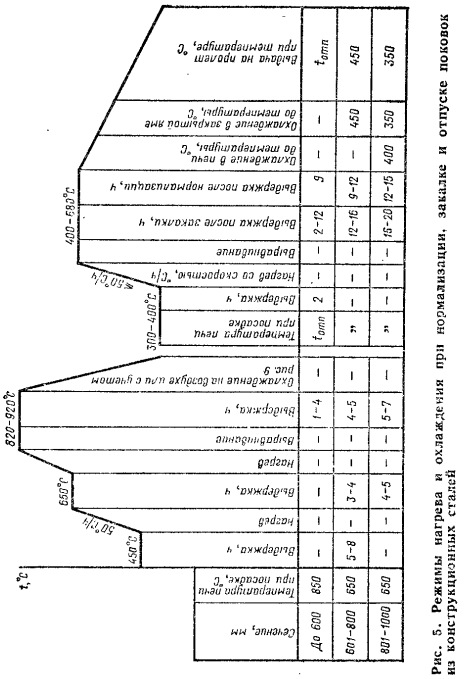


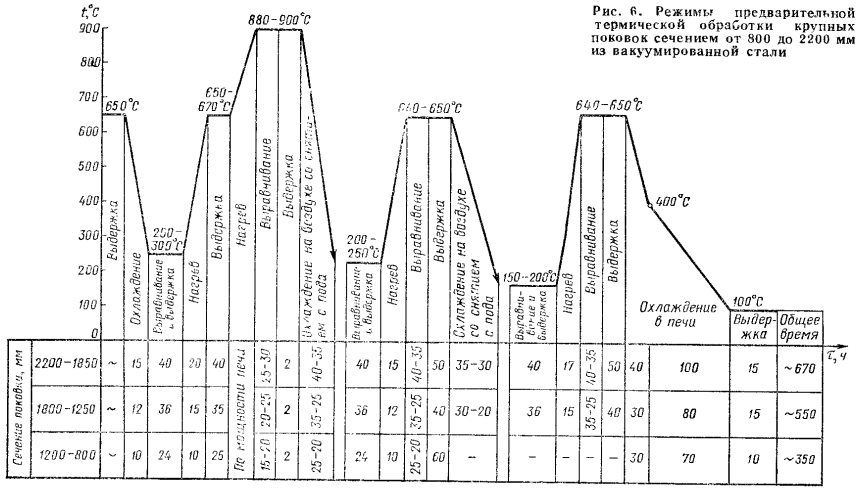
б)



в)

Рис. 4. Изотермический отжиг поковок из сталей III и IV групп:
а — с одним отпуском; сталь 34ХН3М: основная — слиток массой до 15,6 т, кислая — слитки любой массы; сталь IV группы; кислая — слитки массой до 57 т; *б* — с двумя отпусками; *в* — с тремя отпусками


Выдача на прогрев при температуре, °С
Охлаждение в закрытой яме до температуры, °С
Охлаждение в печи до температуры, °С
Выдержка после нормализации, ч
Выдержка после закалки, ч
Выравнивание
Нагрев со скоростью, °С/ч
Выдержка, ч
Температура печи при посадке
Охлаждение на воздухе или с цепом рис. 9
Выдержка, ч
Выравнивание
Нагрев
Выдержка, ч
Нагрев
Выдержка, ч
Нагрев
Температура печи при посадке, °С
Сечение, мм
До 600
601–800
801–1000
650
650
650
1
1–4
4–5
5–7
1
1
1
1
1
1
3–4
4–5
1
1
1
5–8
1
2
2–12
6
1
1
1
1
1
1

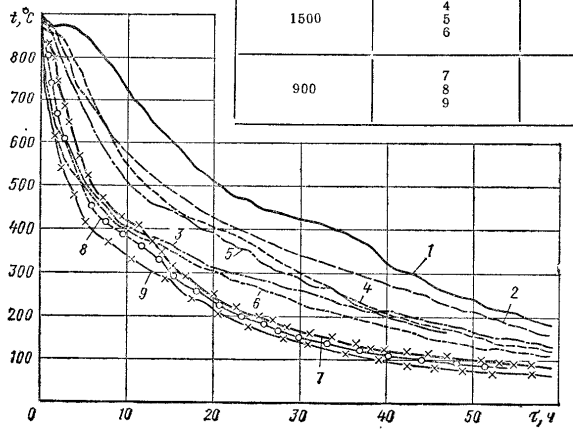


Сечение поковки, мм		Выдержка	Охлаждение	Разравнивание и выдержка	Нагрев	Выдержка	Нагрев	Выдержка	Разравнивание	Выдержка	Охлаждение на воздухе со снятием с пода	Выдержка	Нагрев	Выдержка	Разравнивание	Выдержка	Охлаждение на воздухе со снятием с пода	Выдержка	Нагрев	Выдержка	Разравнивание	Выдержка	Охлаждение в печи	Выдержка	Общее время
2200-1850	~	15	40	20	40	Не нормируется	15-20	2	25-30	2	40-35	40	15	40-35	50	35-30	40	17	40-35	50	40	100	15	~670
1800-1250	~	12	36	15	35		20-25	2	30-25	2	35-25	36	12	35-25	40	30-20	36	15	35-25	40	30	80	15	~550
1200-800	~	10	24	10	25		15-20	2	25-20	2	30-20	24	10	25-20	60	–	–	–	–	–	30	70	10	~350

Рис. 6. Режимы предварительной термической обработки крупных поковок сечением от 800 до 2200 мм из вакуумированной стали

Рис. 7. Изменение температуры поковок в процессе охлаждения от температуры нормализации:

Сечение поковок, мм	Номер термопары	Глубина зачеканки термопары, мм
2200	1	1050
	2	350
	3	50
1500	4	750
	5	300
	6	50
900	7	450
	8	100
	9	50



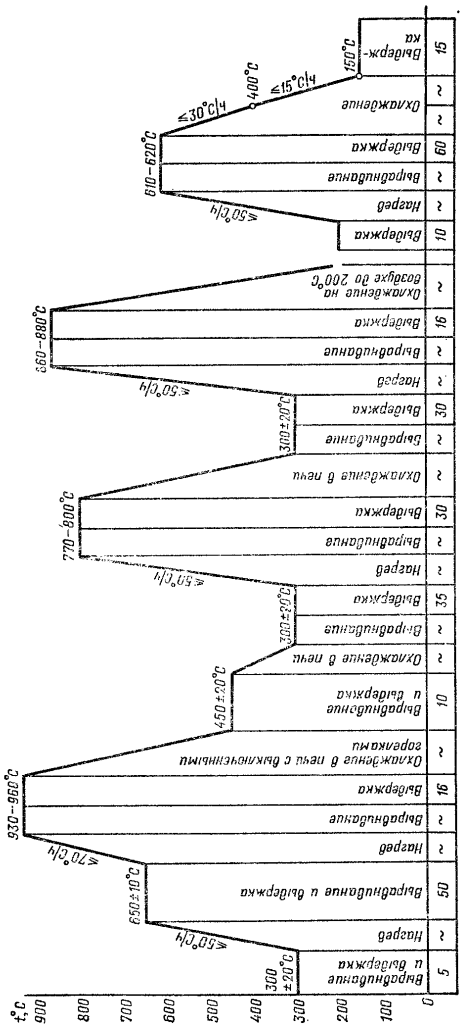


Рис. 8. Режимы термической обработки сварного блока перед ковкой ротора генератора мощностью 1000 МВт [3] (охлаждение поковки до 300° С проводится до температуры металла шва)

С целью исправления крупнозернистой структуры в процессе изготовления крупных сварнокованых и кованосварных изделий разработана и внедрена новая технология термической обработки. Она включает предварительную обработку, состоящую из нагрева до температуры исправления крупнозернистости, промежуточного нагрева до температуры $Ac_3 + 10°$ С стали с последующим медленным охлаждением для получения структуры перлита или перлита и бейнита, и окончательную — на требуемый уровень механических свойств. Эта технология благодаря устранению крупнозернистости позволяет проводить ультразвуковой контроль качества поковок. На рис. 8, по данным [3], представлен режим термической обработки сварного блока перед ковкой ротора генератора мощностью 1000 МВт (масса сварной поковки $\approx$250 т).

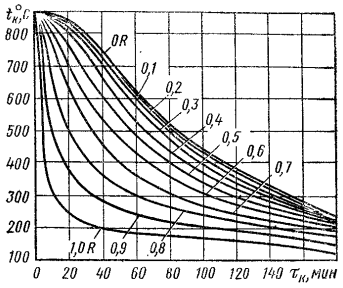


Рис. 9. Обобщенный график режимов охлаждения при закалке в масле поковок различных диаметров (цифры у кривых — расстояние от центра поковки) [1]

Для правильного выбора времени охлаждения в процессе окончательной термической обработки целесообразно пользоваться специальными обобщенными графиками (рис. 9) [1]. На оси ординат этих графиков отложена температура поковки, а по оси абсцисс указано приведенное время (в ч): $\tau_к = \left(\frac{300}{R_к}\right)^2$, где $R_к$ — радиус поковки, мм. На графиках представлены обобщенные кривые охлаждения различных зон поковок от поверхности до центра. Пользуясь обобщенными графиками, можно рассчитать время охлаждения поковок в процессе закалки. При совмещении этих графиков с термокинетической диаграммой превращения аустенита можно определить структуру стали, а отсюда и зависимость механических свойств по сечению поковок.

Ориентировочно время охлаждения поковок можно также выбирать по экспериментальным данным, представленным в табл. 7 [10].

Сварные роторы турбин. В Советском Союзе широко применяются сварные роторы турбин, которые по сравнению с цельнокованными обладают рядом преимуществ. Сварной ротор состоит из элементов относительно малых размеров, что дает возможность использовать для их изготовления более качественные слитки меньшей массы, а также новые методы выплавки. Отсутствие центрального отверстия в сварных роторах позволяет снизить требования к прочности стали.

Технологический процесс изготовления сварных роторов проводится по схеме: выплавка и ковка слитков, термическая обработка, ультразвуковой контроль заготовок элементов сварных роторов, автоматическая сварка, ультразвуковой контроль, отпуск сварного ротора.

Для изготовления сварных роторов применяют стали, химический состав которых приведен в табл. 8, а требуемый уровень механических свойств — в табл. 9. Режимы окончательной термической обработки элементов сварного ротора представлены на рис. 10.

На дисках из стали 20ХН2МФШ показано преимущество прерывистого (вода — масло) охлаждения в процессе закалки по сравнению с непрерывным охлаждением в масле (табл. 10).

Отпуск после сварки роторов турбин проводится при температуре 630—640° С с промежуточной выдержкой при 400—550° С (с целью получения минимального перепада температур между поверхностью и центром ротора). Охлаждение от температуры отпуска — медленное для обеспечения низкого уровня остаточных напряжений (рис. 11).

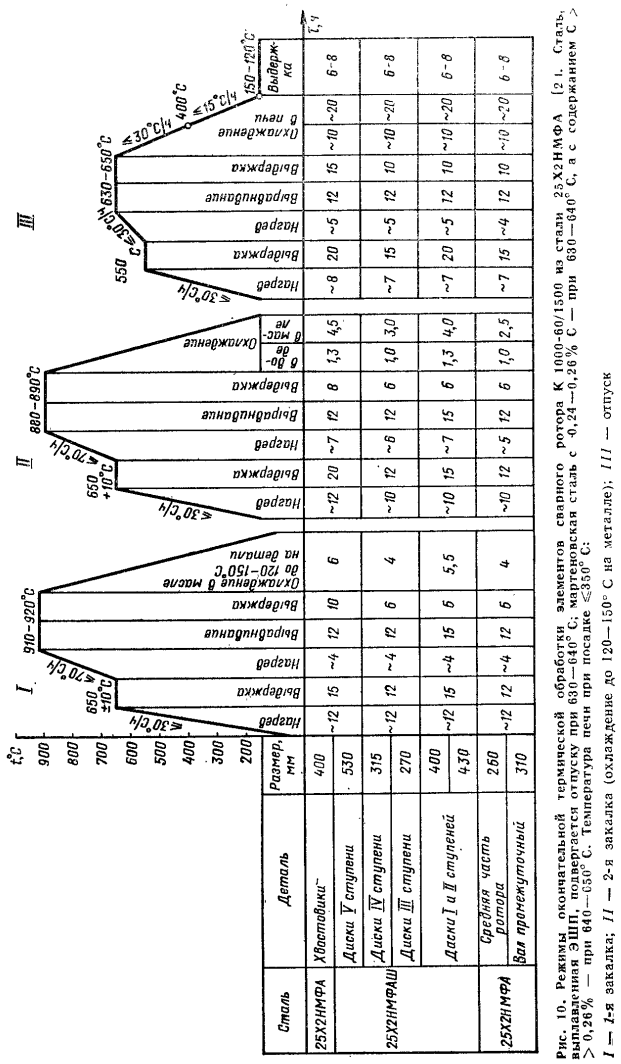


Рис. 10. Режимы окончательной термической обработки элементов сварного ротора К 1000-60/1500 из стали 25Х2НМФА [2 т. Сталь, выплавленная в ЭШП, подвергается отпуску при 630–640° С; мартеновская сталь с 0,24–0,26% С — при 630–640° С, а с содержанием С > >0,26% — при 640–650° С. Температура печи при посадке ≤350° С:

***I* — 1-я закалка; *II* — 2-я закалка (охлаждение до 120–150° С на металле); *III* — отпуск**

Таблица 7. Продолжительность охлаждения центра цилиндрических поковок в различных средах [10]

Температура аустенитизации, °С	Диаметр поковки, мм	Продолжительность охлаждения (в мин) от температуры аустенитизации до температуры, °С: 700	600	500	400	300	200
Охлаждение в воде							
870	200	4	6	8	10	12	16
850	250	5	7	9	11	14	18
850	400	14	20	27	34	44	55
880	580	30	38	45	52	60	1
Охлаждение в масле							
870	200	6	8	12	16	20	26
850	250	8	10	14	17	33	—
860	400	20	30	40	65	75	—
850	500	40	55	63	80	120	160
850	600	40	60	90	130	160	—
860	700	45	80	100	180	220	—
920	945	80	110	140	220	260	—
820	1050	90	130	170	240	290	—
850	1200	100	150	200	250	310	360
Охлаждение на воздухе							
860	250	20	40	65	100	160	—
870	300	30	60	90	150	200	300
880	520	60	90	210	260	420	—
870	600	120	210	270	360	480	720
850	800	160	240	300	360	540	—
920	920	140	250	360	480	—	—
870	1030	170	240	360	600	960	—

Таблица 8. Химический состав сталей, рекомендуемых для изготовления заготовок элементов сварных роторов, %

Марка стали	C	Si	Cr	Ni	V
32ХМ1А	0,29—0,36	0,17—0,37	0,9—1,20	⩽0,40	—
25Х2НМФА	0,23—0,28	0,17—0,37	1,80—2,20	1,20—1,70	⩽0,05
20ХН2МФА	0,21—0,27	0,20—0,45	1,20—1,60	2,00—2,50	0,05—0,10

Примечание. Содержание, %: Mn 0,40—0,70; S ⩽ 0,018; P ⩽ 0,018; Mo 0,40—0,60; Cu ⩽ 0,25.

Таблица 9. Механические свойства элементов сварных роторов в зависимости от категории прочности

Категория прочности	Направление вырезки образцов	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм² (не менее)	$\sigma_в$, кгс/мм² (не менее)	δ, % (не менее)	ψ, % (не менее)	$a_н$, кгс·м/см² (не менее)	Угол загиба, градусы (не менее)	*HB*	Рекомендуемые марки стали
IIа	Продольное	48—65	68	18	45	6	180	⩽250	32ХМ1А
	Тангенциальное		65	14	35	5	150		
IIб	Продольное	53—70	67	16	45	6	150	⩽270	25Х2НМФА
	Тангенциальное			14	40	5	120		
III	Продольное	65—75	75	16	45	9	150	228—278	20ХН2МФА
	Тангенциальное	65—75	75	15	45				
	Продольное из керна	⩾55	63	15	40				

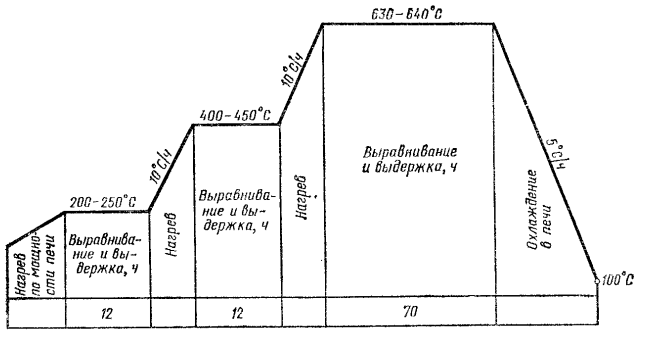


Рис. 11. Режим окончательной термической обработки сварных роторов

При выборе продолжительности и температуры отпуска можно пользоваться зависимостью между пределом текучести ($\sigma_{0,2}$, кгс/мм²) стали и параметрами отпуска [4]:

$$\sigma_{0,2} = a_0 + a_1 T + a_2 \lg (10^{k/T_1 - T}\tau_1 + \tau),$$

где T_1 — температура первого отпуска (элементов сварного ротора), К; T — температура второго отпуска (сварного ротора), К; τ_1 — продолжительность первого отпуска (элементов сварного ротора), ч; τ — продолжительность второго отпуска (сварного ротора), ч; a_0, a_1, a_2 — коэффициенты, зависящие от химического состава стали и условий ее термической обработки.

Кроме указанных параметров при выборе продолжительности и температуры отпуска необходимо учитывать развитие процессов релаксации напряжений, а также полигонизации (при рекристаллизации) α-фазы, увеличивающих сопротивление хрупкому разрушению металла сварного соединения.

Таблица 10. Критическая температура хрупкости дисков из стали 20ХН2МФШ в зависимости от охлаждения в процессе закалки [13]

Охлаждение в процессе закалки	Место отбора образцов	Критическая температура хрупкости T_{50}, °С, определенная на образцах *	
		I типа	IV типа
Масло	Поверхность	−7	+30
	Центр	+5	+30
Вода, затем масло	Поверхность	−80	−40
	Центр	−30	+10

* ГОСТ 9454—78.

Таблица 11. Механические свойства стали 25Х2НМФА при кратковременных испытаниях

Температура испытаний, °С	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм²	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	ψ, %	$a_н$, кгс·м/см²
20	53	70	22	75	27
50	52	67	20	76	27
100	52	64	20	76	27
200	50	62	19	72	27
300	52	64	17	68	28
400	50	61	14	64	26

В процессе эксплуатации роторов среднего давления их рабочая температура может достигать 300—400° С. Механические свойства стали 25Х2НМФА при кратковременных испытаниях в интервале температур 20—400° С представлены в табл. 11.

Применение стали 25Х2НМФА позволяет обеспечить гарантированный уровень свойств элементов сварных роторов (табл. 12).

Цельнокованые и сварнокованые роторы турбин и генераторов. Рост мощности указанных энергоагрегатов и связанное с ним увеличение размеров роторов, повышение требований к качеству металла и уровню механических свойств потребовали изыскания новых сталей и разработки принципиально новых конструкций этих изделий.

Для изготовления роторов турбин и генераторов широкое применение нашли хромомолибденовые, хромоникельмолибденовые и хромоникельмолибденованадиевые стали, химический состав которых и требуемый уровень механических свойств приведены в табл. 13—15.

Для изготовления крупных роторов с диаметром бочки до 2000 мм разработана сталь 25ХН3МФА, обладающая глубокой прокаливаемостью и низкой критической температурой хрупкости. Влияние температуры аустенитизации в интервале 780—1100° С (выдержка при температуре аустенитизации 1 ч, охлаждение в масле и отпуск при 640° С, 6 ч) на балл зерна аустенита и механические свойства этой стали иллюстрирует табл. 16.

Аустенитизацию рекомендуется проводить в интервале температур 840—860° С.

Повышение температуры закалки до 900° С увеличивает прочностные свойства ($\sigma_в$ на 30 кгс/мм²) при одновременном снижении пластических характеристик (относительное удлинение на 9%, а ударную вязкость на 7 кгс·м/см²).

Если для заготовок роторов небольших сечений требуется повышенная вязкость и нет необходимости в достижении высокой прочности, то закалку рекомендуется проводить от 820—840° С. При этом вследствие относительно низкого содержания углерода в стали, изделия можно охлаждать в воде или последовательно — в воде и масле.

Для получения высоких прочностных свойств рекомендуется нагрев под закалку крупных поковок проводить до 850—900° С с последующим охлаждением на воздухе или в масле.

Влияние скорости охлаждения от 850° С (выдержка 1 ч) на механические свойства стали 25ХН3МФА приведены в табл. 17.

Влияние температуры отпуска на механические свойства образцов из стали 25ХН3МФА после закалки от 850° С показано в табл 18.

Окончательная термическая обработка дисков из этой стали включает двойную закалку: первую от 900° С с охлаждением в масле, вторую — от 840° С с охлаждением сначала в воде (40 мин), затем в масле (50 мин) и далее отпуск при 610° С 30 ч. Такая термическая обработка позволяет получить по сечению диска следующие механические свойства (тангенциальные образцы): $\sigma_{0,2} \geqslant 77$ кгс/мм², $\sigma_в \geqslant 87$ кгс/мм², $\delta \geqslant 15\%$, $\psi \geqslant 62{,}5\%$, $a_н \geqslant 12$ кгс·м/см², $T_{50} \leqslant -18°$ С (на образцах I типа).

Механические свойства стали 25Х2Н4МФА после термической обработки по тому же режиму, что и стали 25ХН3МФА при температурах испытания 20—650° С приведены в табл. 19.

Для изготовления роторов генераторов мощностью 500—1200 МВт для атомных электростанций применяют стали 25ХН3МФА и 35ХН3МФА [9, 14], механические свойства которых должны удовлетворять следующим требованиям: $\sigma_{0,2} \geqslant 55$ кгс/мм², $\sigma_в \geqslant 65$ кгс/мм², $\delta \geqslant 15\%$, $\psi \geqslant 35\%$; $a_н \geqslant 5$ кгс·м/см².

Окончательная термическая обработка роторов турбогенераторов, как правило, состоит из однократной закалки с охлаждением в масле или в воде и отпуска, во время которого производится правка. Режим окончательной термической обработки валов роторов массой 50—100 т приведен на рис. 12.

Разработан новый режим окончательной термической обработки роторов из стали 35ХН3МФА, состоящий из двойной закалки с охлаждением в масле и отпуска, обеспечивающий высокий уровень механических свойств по сечению ротора (табл. 20).

Таблица 12. Гарантируемый уровень механических свойств заготовок сварных роторов из стали 25Х2НМФА

Марка стали	Температура испытания, °С	Механические свойства							Температурный интервал падения пластичности, °С	Критическая температура хрупкости после термического цикла сварки (ТИС), °С	Критическая температура хрупкости T_{8}*, °С
		$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$*	$a_н$**	$a_р$			
		кгс/мм²		%		кгс·м/см²					
25Х2НМФА	20	53	65	14	50	20	15	7	8,5	33	400	1460—1410	—30	+20
	400	50	60	13	50	—	—	—	—	—	—	—	—	—
20Х2М2ФАШ	20	60	72	14	50	16	10	6	9,0	34	500	1450—1410	—10	+20

* На образцах I типа. ** На образцах IV типа.

Таблица 13. Химический состав сталей, применяемых для изготовления дисков, валов и цельнокованых роторов паровых турбин, %

Марка стали	C	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V
40ХА	0,36—0,44	0,50—0,80	≤0,022	≤0,025	0,80—1,10	≤0,25	—	—
34ХМА	0,30—0,40	0,40—0,70	≤0,022	≤0,025	0,90—1,30	≤0,50	0,20—0,30	—
34ХН1МА	0,30—0,40	0,50—0,80	≤0,022	≤0,025	1,30—1,70	1,30—1,70	0,20—0,30	—
34ХН3МА	0,30—0,40	0,50—0,80	≤0,022	≤0,025	0,70—1,10	2,75—3,25	0,25—0,40	—
25Х2Н4МФА	0,21—0,29	0,25—0,55	≤0,020	≤0,025	1,60—1,90	3,30—3,70	0,35—0,60	0,08—0,15
35ХН1М2ФА	0,32—0,40	0,50—0,80	≤0,022	≤0,025	1,30—1,70	1,30—1,70	0,40—0,60	0,10—0,20
30ХН3М2ФА	0,26—0,32	0,20—0,50	≤0,023	≤0,025	1,20—1,70	3,00—3,50	0,40—0,65	0,10—0,20
36ХН3МФА	0,30—0,40	0,25—0,50	≤0,020	≤0,020	1,20—1,50	3,00—3,50	0,35—0,50	0,10—0,20
38ХН3МФА	0,34—0,42	0,25—0,55	≤0,022	≤0,025	1,20—1,50	3,00—3,40	0,35—0,45	0,10—0,20
27ХН3МФА	0,24—0,30	0,30—0,60	≤0,020	≤0,020	1,40—1,80	3,20—3,75	0,40—0,60	0,05—0,15
25Х1М1ФА (Р2МА)	0,21—0,29	0,30—0,60	≤0,022	≤0,025	1,50—1,80	≤0,40	0,90—1,05	0,22—0,32
20Х3МВФА (ЭИ415А)	0,16—0,24	0,25—0,60	≤0,022	≤0,025	2,40—3,30	≤0,50	0,35—0,65	0,60—0,85 0,30—0,50Wo

Примечания: 1. Содержание Si 0,17—0,37%; Cu ≤0,25%.
2. Стали 25Х1М2ФА и 30Х3М2ФА применяют для изготовления заготовок дисков паровых турбин.
3. Стали 36ХН3МФА, 38ХН3МФА, 27ХН3МФА, 25Х1М1ФА (Р2МА) и 20Х3МВФА (ЭИ415А) применяют для изготовления заготовок валов и цельнокованых роторов паровых турбин.
4. Для изготовления заготовок валов и цельнокованых роторов паровых турбин допускается в сталях: 34ХМА содержание 0,30—0,38% C; 0,90—1,20% Cr; ≤0,40% Ni и 25Х2Н4МФА содержание 0,10—0,20% V

Таблица 14. Механические свойства заготовок дисков в зависимости от категории прочности (тангенциальные образцы)

Категория прочности	Применяемые марки стали	Высота ступицы, мм, не более	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм²	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	ψ, %	$a_н$*, кгс·м/см²	Угол загиба, градусы
				Не менее				
I	40ХА	—	⩾32	57	17	40	4	150
II	34ХМА, 40ХА	—	⩾40	60	17	40	4	150
III	34ХМА, 34ХН1МА	—	50—70	67	15	40	5	150
IV	34ХН1МА	300	60—80	78	14	40	5	120
V	34ХН1МА	250	68—85	83	12	40	5	120
	34ХН3МА	450						
	35ХН1М2ФА	450						
	30ХН3М2ФА	550						
	25Х2Н4МФА	650						

* На образцах I типа.

Таблица 15. Механические свойства заготовок валов и роторов в зависимости от категории прочности

Категория прочности	Применяемые марки стали	Направление и место вырезки образцов *	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм²	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	ψ, %	$a_н$**, кгс·м/см²	Угол загиба, градусы
				Не менее				
I	40ХА, 34ХМА	Продольное	⩽35	58	17	40	4,0	180
		Тангенциальное	⩽33	55	13	32	4,0	150
IIа	34ХМА	Продольное	⩽50	65	15	40	6,0	150
		Тангенциальное	⩽47	62	11	32	4,5	120
IIб	25Х1М1ФА (Р2МА)	Продольное	50—68	63	16	40	4,0	180
		Тангенциальное		63	13	35	4,0	150
III	20Х3МВФА (ЭИ415А)	Продольное	60—75	75	13	40	5,0	150
		Тангенциальное		73	11	32	4,0	120
IV	34ХН1МА, 38ХН3МФА, 34ХН3МА	Продольное	65—85	82	14	40	6,0	150
		Тангенциальное		78	11	32	4,5	120
Va	27ХН3МФА, 36ХН3МФА, 38ХН3МФА	Продольное	68—88	85	14	40	6,0	150
		Тангенциальное		85	10	30	4,0	120
Vб	25Х2Н4МФА	Тангенциальное	68—85	83	12	40	5,0	120

* Продольные образцы вырезаны из конца вала, тангенциальные — из бочки.
** На образцах I типа.

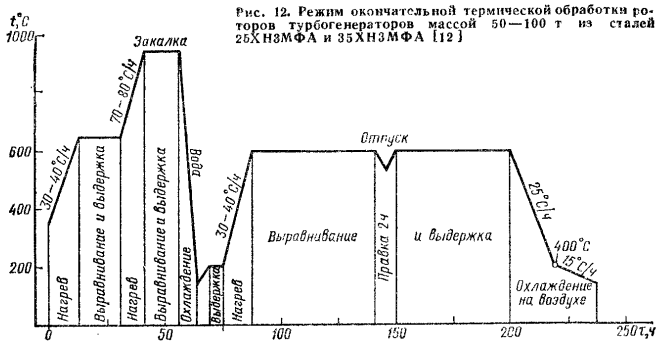


Рис. 12. Режим окончательной термической обработки роторов турбогенераторов массой 50—100 т из сталей 25ХН3МФА и 35ХН3МФА [12]

Таблица 16. Влияние температуры аустенитизации на механические свойства стали 25ХН3МФА [8]

Температура аустенитизации, °С	Механические свойства						Балл зерна аустенита
	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см²	НВ	
	кгс/мм²		%				
780	64	76	24	76	27	240	9—10
820	71	81	23	75	26	250	9
860	90	99	17	69	20	300	8—9
900	93	103	17	68	19	310	7—8
950	94	103	16	67	18	310	6—7
1000	96	105	16	65	16	320	5—6
1100	95	105	15	63	13	320	4—5

Таблица 17. Влияние скорости охлаждения от температуры аустенитизации на механические свойства стали 25ХН3МФА (отпуск при 640° С, 6 ч) [8]

Скорость охлаждения, °С/ч	Охлаждающая среда	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см²
		кгс/мм²		%		
70 000	Вода	86	95	17	64	16
40 000	Масло	89	98	17	63	14
3 200	Воздух	88	98	15	62	14
100	Печь	86	97	15	56	12
30		84	96	15	54	10

Таблица 18. Влияние температуры отпуска (выдержка 6 ч) на механические свойства стали 25ХН3МФА [8]

Температура отпуска, °С	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см²
	кгс/мм²		%		
550	112,5	127,0	14,0	52,0	7,0
580	110,0	124,0	14,5	54,0	9,0
600	105,0	120,0	15,0	57,0	10,0
620	100,0	110,0	16,0	60,0	12,0
640	89,0	98,0	17,0	63,0	14,0
660	78,0	90,0	18,0	64,0	18,0
680	75,0	93,0	17,0	63,0	17,0

Таблица 19. Механические свойства стали 25Х2Н4МФА в зависимости от температуры испытания [8]

Температура испытания, °С	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см²
	кгс/мм²		%		
20	77,0	92,5	18,0	63,0	12,5
50	77,0	89,5	17,5	65,0	14,0
100	74,5	87,0	16,0	64,0	17,5
150	71,5	85,0	15,5	65,0	17,0
200	71,0	83,5	15,0	63,0	18,0
250	70,0	84,0	14,5	63,0	17,0
300	70,5	84,0	13,5	63,0	17,0
350	66,5	81,5	14,5	61,5	16,0
400	69,5	80,5	15,0	65,0	16,0
450	63,5	74,5	15,5	68,0	15,0
500	61,5	67,5	15,0	74,0	14,5
550	55,5	58,5	18,5	81,5	15,0
600	46,5	47,5	25,0	89,0	22,5
650	34,0	36,0	26,0	91,5	25,0

Таблица 20. Механические свойства (тангенциальные образцы) по сечению прибыльной части бочки (диаметром 1800 мм) ротора турбогенератора мощностью 1200 МВт из стали 35ХН3МФА [9]

Расстояние от центра, мм	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$	$a_р$	$T_{хл}$, °С
	кгс/мм²		%		кгс·м/см²		
250	70	85	19	56	7,5	4,5	+10
400	72	86	17	58	8,0	4,5	+10
550	70	86	18	50	7,0	4,0	+10
700	70	87	17	55	6,0	4,0	+5
850	73	87	20	56	12,0	6,5	0

Литые детали турбин. Корпуса турбин, детали арматуры и трубопроводов имеют сложную конфигурацию, в связи с чем изготовление их из кованых заготовок не экономично. Поэтому для изготовления подобных деталей применяют литейные стали 25Л, 15Х1М1ФЛ и 15Х3МФЛ, химический состав которых приведен в табл. 21.

Сталь 25Л применяют для изготовления фасонных отливок (арматуры и трубопроводов), работающих при $-40 \div +450°$ С под давлением. Термическая обработка отливок состоит из нормализации при 880—900° С и отпуска при 630—650° С. После этой обработки при толщине до 100 мм обеспечиваются следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} \geqslant 24$ кгс/мм², $\sigma_в \geqslant 45$ кгс/мм², $\delta \geqslant 19\%$, $\psi \geqslant 30\%$, $a_н \geqslant 4{,}0$ кгс·м/см² (ГОСТ 977—75).

Сталь 15Х1М1ФЛ применяют для деталей турбин и арматуры, работающих при температуре до 575° С. Термическая обработка отливок (рис. 13, 14) состоит из гомогенизации при 1020—1050° С, нормализации при 1000—1030° С и отпуска при 720—750° С. После этой обработки на отливках толщиной до 100 мм гарантируются следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 35 \div 55$ кгс/мм², $\sigma_в \geqslant 50$ кгс/мм², $\delta \geqslant 15\%$; $\psi \geqslant 30\%$, $a_н \geqslant 3$ кгс·м/см². Механические свойства этой стали при повышенных температурах приведены в табл. 22.

Сталь 15Х3МФЛ рекомендуется для изготовления литых корпусов турбин. Режим термической обработки отливок приведен на рис. 15, влияние температуры отпуска на механические свойства показано в табл. 23.

При этом на отливках полукорпусов сечением до 300 мм турбины К 1000-60/1500 получены следующие механические свойства (в скобках даны требования технических условий): $\sigma_{0,2} = 51$ кгс/мм² ($\geqslant 42$ кгс/мм²); $\sigma_в = 66{,}5$ кгс/мм² ($\geqslant 60$ кгс/мм²); $\delta = 19{,}2\%$ ($\geqslant 14\%$); $\psi = 59\%$ ($\geqslant 35\%$); $a_н = 11{,}1$ кгс·м/см² ($\geqslant 3$ кгс·м/см²); HB 179—212 (HB 170—217); T_{50} гарантируется ниже 0° С.

Сталь 15Х3МФЛ относится к группе ограниченно свариваемых сталей. Необходимые прочность и пластичность могут быть обеспечены при проведении во время сварки сопутствующего подогрева изделий до 200° С и отпуска сварных соединений при $690^{\pm 10}$ °С в течение 15 ч (табл. 24).

Сталь не склонна к образованию горячих и холодных трещин в зоне сварных соединений.

Кроме приведенных выше сталей для изготовления литых деталей широкое применение в промышленности получили стали 30Л, 20ГСЛ, 08ГДНФЛ, 20ХМФЛ. Химический состав, область применения, режимы термической обработки и механические свойства этих сталей приведены в табл. 25 и 26.

Детали гидротурбин. Для изготовления деталей гидротурбин, работающих в условиях гидроабразивного износа, применяют коррозионно-стойкие стали с содержанием хрома более 12% и никеля до 5%.

Химический состав, механические свойства и область применения коррозионно-стойких сталей для деталей гидротурбин приведены в табл. 27 и 28.

Таблица 21. Химический состав сталей, используемых для изготовления литых корпусов турбин, % [7]

Марка стали	C	Si	Mn	S (не более)	P (не более)	Cr	Ni	Mo	V	Прочие элементы
25Л	0,22 0,27	0,17 0,37	0,5 0,8	0,045	0,040	⩽0,3	⩽0,3	—	—	—
15Х1М1ФЛ	0,14 0,20	0,20 0,40	0,6 0,9	0,025	0,025	1,2 1,7	⩽0,3	0,9 1,2	0,25 0,40	⩽0,03Cu
15Х3МФЛ	0,12 0,18	0,20 0,40	0,6 0,8	0,025	0,025	2,8 3,1	⩽0,3	0,9 1,1	0,03 0,08	0,05— 0,15Zr

Таблица 22. Влияние температуры испытания на механические свойства стали 15Х1М1ФЛ

Температура испытаний, °С	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм²	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	ψ, %	$a_н$, кгс·м/см²
20	35,0	55,0	17,0	69,0	3,5
100	32,0	51,5	17,5	63,0	4,0
200	28,0	47,0	20,0	67,5	14
300	31,5	52,5	16,0	60,5	12
500	26,0	35,5	24,5	78,0	10
600	22,5	24,0	25,0	92,0	8

Таблица 23. Зависимость механических свойств стали 15Х3МФЛ от температуры отпуска

Температура отпуска, °С	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм²	$\sigma_в$, кгс/мм²	δ, %	ψ, %	$a_н$, кгс·м/см²	HB
700	48,5	64,5	20,0	67,5	10,0	180
720	47,5	64,0	21,5	62,0	10,0	180
740	45,5	62,0	22,0	63,5	13,5	187

Таблица 24. Ударная вязкость сварных соединений из стали 15Х3МФЛ

Участок сварного соединения	$a_н$ (кгс·м/см²) при температуре испытания, °С			
	+20	0	—20	—40
Основной металл	6	—	4	1,5
Металл шва	20	15	16	13
Линия сплавления	18	9	8	5
Зона термического влияния	15	12	12	8

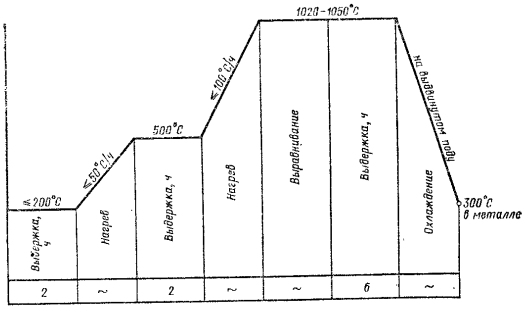


Рис. 13. Режим гомогенизации отливок (до отрезки прибылей) из стали 15Х1М1ФЛ

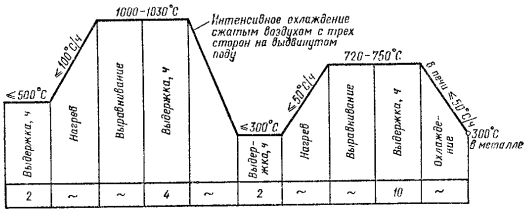


Рис. 14. Режим нормализации с отпуском для отливок из стали 15Х1М1ФЛ после отрезки прибылей

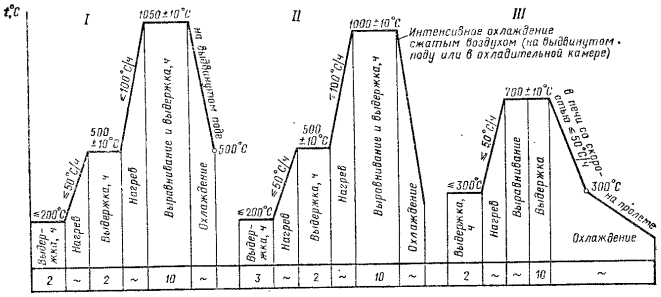


Рис. 15. Режим термической обработки отливок из стали 15Х3МФЛ: *I* — гомогенизация; *II* — нормализация; *III* — отпуск

Таблица 25. Химический состав литейных сталей [6, 7]

Марка стали, ГОСТ	Содержание элементов, %										Назначение
	C	Si	Mn	S (не более)	P (не более)	Cr	Ni	Mo	V	Cu	
30Л, ГОСТ 977—75	0,27—0,35	0,20—0,42	0,40—0,90	0,045	0,040	≤0,30	≤0,30	—	—	≤0,30	Корпуса и обоймы турбомашин, детали турбогрубин, рычаги, фланцы, корпуса задвижек, муфты механизмов, балки, станины, балки, балансиры, маховики и др.
20ГСЛ	0,16—0,22	0,60—0,80	1,00—1,30	0,030	0,030	≤0,30	≤0,30	—	—	≤0,30	Детали сварнолитых конструкций с большим объемом сварки, колонны, лопасти и вала гидротурбин, фасонные отливки арматуры и трубопроводов
08ГДНФЛ, ГОСТ 977—75	≤0,10	0,15—0,40	0,60—1,00	0,035	0,035	≤0,30	1,15—1,55	—	0,10 (по расчету)	0,80—1,20	Литые детали, работающие при температуре до —60° С
20ХМФЛ	0,18—0,25	0,20—0,40	0,60—0,90	0,025	0,025	0,90—1,20	≤0,30	0,50—0,70	0,20—0,30	—	Детали паровых турбин, корпуса цилиндры, обоймы, клапанов, крышки клапанов и другие фасонные отливки для арматуры и трубопроводов, работающие при температуре до 540° С

Таблица 26. Механические свойства литейных сталей [7]

Марка стали	Термическая обработка *	Температура °С	Сечение, мм	$\sigma_{0,2}$ кгс/мм²	$\sigma_в$ кгс/мм²	δ %	ψ %	$a_н$, кгс·м/см²	*HB*
30Л	Нормализация Отпуск	880—900 610—630	До 300	26	48	17	30	3,5	131—157
20ГСЛ	Нормализация Отпуск	870—890 570—600	До 300	26	50 / 50 **	14	30	3,5 / 3,5 **	—
08ГДНФЛ	Гомогенизация Нормализация Отпуск	950—1050 900—950 580—630	До 100	35	45	18	30	5,0	⩾130
20ХМФЛ	Гомогенизация Нормализация Отпуск	910—1000 960—980 710—740	До 100	32—55	50	15	30	3,0	159—223
	Гомогенизация Нормализация Отпуск	970—1000 960—980 710—740	150×170 100×150 60×150	28—55 30—55 32—55	50	16	35	3,0	159—223

* Охлаждающая среда от температур гомогенизации, нормализации и отпуска — воздух.
** Механические свойства сварного соединения

Таблица 27. Химический состав сталей, используемых для изготовления гидротурбин, % [6]

Марка стали	C	Si	Mn	S (не более)	P (не более)	Cr	Ni	Cu
20Х13НЛ	0,17—0,22	0,3—0,6	⩽0,8	0,03	0,03	11,5—13,5	0,6—1,0	—
0Х12НДЛ	⩽0,1	⩽0,4	0,3—0,6	0,025	0,025	12,0—13,5	1,0—1,5	1,0—1,2
0Х18Н3Г3Д2Л	⩽0,1	⩽0,6	2,5—3,0	0,025	0,025	17,5—19,0	3,0—3,5	1,8—2,2
00Х12Н3ДЛ	⩽0,06	⩽0,4	⩽0,6	0,025	0,025	12,0—13,5	2,8—3,2	1,0—1,3

Таблица 28. Режимы термической обработки, гарантируемые механические свойства и область применения коррозионно-стойких сталей для деталей гидротурбин [6]

Марка стали	Режим термической обработки	Механические свойства (не менее) $\sigma_{0,2}$ кгс/мм²	$\sigma_в$ кгс/мм²	δ %	ψ %	$a_н$*, кгс·м/см², при температуре +20	$a_н$*, кгс·м/см², при температуре —40	*HB*	Назначение
20Х13НЛ	Нормализация при 1050° С; отпуск при 760° С	45	60	14	30	3	—	196—229	Лопасти поворотно-лопастных гидротурбин при толщине не ⩾200 мм и массе ⩽10—15 т
0Х12НДЛ	Нормализация при 1050° С; отпуск при 760° С	30	50	12	30	2	—	187—229	1. Массивные лопасти поворотнолопастных гидротурбин.
	Нормализация при 950° С; отпуск при 670° С	50	65	14	30	6	3	201—255	2. Сварные и цельнолитые рабочие колеса для умеренного и жаркого климата
	Нормализация при 950° С; отпуск при 670° С 15 ч; отпуск при 670° С 20 ч (после сварки)	45	60	17	45	7	—	201—255	
0Х18Н3Г3Д2Л	Нормализация при 1070° С; отпуск при 800° С с охлаждением до 20° С; отпуск при 600° С 24 ч	55	70	13	30	3	—	240—265	Сварные и цельнолитые рабочие колеса напорного режима и среднего напора (H ⩽ 80 м)
00Х12Н3ДЛ	Двойная нормализация при 950+800° С; отпуск при 600—620° С	60	80	14	30	8	5	240—255	Крупные и сварные цельнолитые рабочие колеса

* Образцы 1 типа.

3. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЕТАЛЕЙ КУЗНЕЧНО-ПРЕССОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Цилиндры пресса. Цилиндр — одна из наиболее ответственных деталей тяжелых гидравлических прессов. Цилиндр (массой 105 т) для пресса мощностью 65 000 тс имеет следующие габаритные размеры: внешний диаметр 2600 мм, внутренний диаметр 1710 мм, высота 3800 мм, толщина донышка 790 мм. Химический состав сталей, применяемых для изготовления цилиндров, приведен в табл. 29.

Механические свойства сталей, используемых для изготовления цилиндров прессов, даны в табл. 30.

Сталь 20ХН3МФА применяют для наиболее нагруженных цилиндров. Изменение механических свойств этой стали в зависимости от скорости охлаждения (температура аустенитизации 880° С, выдержка 10 ч, отпуск при 640° С) свидетельствует о ее глубокой прокаливаемости (табл. 31). Кроме того, сталь 20ХН3МФА обладает хорошей технологичностью при ковке.

Цилиндры мощных прессов состоят из корпуса и днища, соединяемых между собой электрошлаковой сваркой.

Предварительная термическая обработка этих элементов цилиндров включает перекристаллизацию при 850—870° С, три-четыре переохлаждения (первое до 300—320° С, последующие до 200—250° С) и два-три отпуска при 640—660° С. После предварительной термической обработки заготовки цилиндров подвергают механической обработке, ультразвуковому контролю и сварке. После сварки проводят высокотемпературную нормализацию от 960—980° С, с охлаждением на воздухе до 300—350° С и отпуск при 640—660° С, 50 ч. Цель этой операции — измельчение крупнозернистой структуры шва и околошовной зоны и тем самым обеспечение возможности проведения ультразвукового контроля.

Окончательная термическая обработка для обеспечения требуемого уровня механических свойств состоит из нормализации от 880—890° С с охлаждением на выдвинутом поду до 250—300° С и отпуска при 580—600° С 40 ч.

Подштамповый набор крупных гидравлических прессов. Подштамповый набор позволяет повысить в 2—3 раза допустимое давление в штампе и уменьшить его деформацию. Подштамповые плиты массой до 140 т и сечением 1800 мм в кованосварном варианте изготовляются из стали 25ХН3МФА.

Разработана технология термической обработки, обеспечивающая исправление крупнозернистой структуры и тем самым возможность проведения ультразвукового контроля, а также получение требуемого уровня механических свойств (см. рис. 8).

Для отработки технологии термической обработки были получены температурные зависимости охлаждения в центральной и поверхностной зонах поковки сечением 1800 мм на воздухе, на выдвинутом поду и в печи (табл. 32).

После окончательной термической обработки, состоящей из нормализации от 880° С и высокого отпуска при 600—620° С, на одной из плит были получены следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} \geqslant 70$ кгс/мм²; $\sigma_в \geqslant 83$ кгс/мм²; $\delta \geqslant 16\%$; $\psi \geqslant 63\%$; $a_н^* \geqslant 7$ кгс·м/см². При круговом изгибе до 10^6 циклов на гладких образцах диаметром 50 мм предел усталостной прочности $\sigma_{-1} = 25{,}5$ кгс/мм², на образцах с кольцевым надрезом $\sigma_{-1} = 15$ кгс/мм².

Стали 20ХН3МФА и 25ХН3МФА имеют достаточно высокие значения коэффициента вязкости разрушения K_{1c}, что является критерием надежности их в условиях эксплуатации.

Рамы пресса. Рама пресса является основной силовой конструкцией пресса, соединяющей в единое целое все его элементы. Рама пресса усилием 65000 тс состоит из четырех пакетов, включающих по пять скоб массой 160 т с размерами, мм: длина 30 000, ширина 1500—4000, толщина 280—320.

Технические требования к металлу скоса приведены в табл. 30. Для изготовления этих деталей разработана сталь 16ГНМА (см. табл. 29), обладающая

* Образцы I типа.

Таблица 29. Химический состав сталей для деталей прессов, % [5, 11]

Марка стали	C	Si	Mn	S	P
				Не более	
20ХНМФА	0,18—0,26	0,17—0,37	0,4—0,7	0,020	0,020
20ХН3МФА	0,16—0,22	0,17—0,37	0,25—0,50	0,018	0,018
16ГНМА	0,13—0,18	0,17—0,37	0,8—1,10	0,020	0,020
ИЦI-А *	0,14—0,19	0,2—0,4	0,7—0,9	0,020	0,020

Марка стали	Cr	Ni	Mo	V
20ХНМФА	1,0—1,5	1,0—1,5	0,3—0,5	0,05—0,10
20ХН3МФА	0,8—1,2	3,0—3,75	0,4—0,6	0,03—0,08
16ГНМА	≤0,3	1,0—1,3	0,40—0,55	0,05—0,10
ИЦI-А *	0,3—0,5	0,7—0,9	0,1—0,2	0,02—0,05

* Кроме того, 0,02—0,04% Al; 0,02—0,05% Ti; 0,005—0,012% N. А. с. 553305.

Таблица 30. Требуемые механические свойства специальных сталей для деталей прессов [5]

Детали пресса	Марка стали	Механические свойства (не менее)				
		$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$ *, кгс·м/см²
		кгс/мм²		%		
Цилиндры	20Х2МФА	40	55	15	40	6
	20ХНМФА	45	60	14	35	5
	20ХН3МФА	50	65	12	30	4
Подштамповый набор	25ХН3МФА	60	75	10	—	4
Рама пресса	16ГНМА	23	46	18	—	4
Траверса пресса	ИЦI-А	25	48	12	—	3,5

* Испытание на образцах I типа.

Таблица 31. Влияние скорости охлаждения от температуры аустенитизации на свойства стали 20ХН3МФА [5]

Скорость охлаждения, °С/ч	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см²	T_{50}, °С
	кгс/мм²		%			
1000	70	80	19	66	20	—40
100	68	82	18	64	18	—30
25	66	82	18	63	15	—20
10	65	82	17	62	14	—10

* Образцы I типа

Таблица 32. Результаты замера температуры макета подштамповой плиты при различных условиях охлаждения с температуры аустенитизации [13]

Условия охлаждения	Место замера температуры	Температура, °С, при продолжительности охлаждения, ч										
		0	4	8	12	16	20	24	28	32	36	40
С печью	Поверхность	860	750	690	640	570	500	450	420	400	380	320
	Центр	860	760	730	680	610	550	500	470	440	420	410
На воздухе	Поверхность	870	600	470	400	360	320	290	260	230	200	—
	Центр	860	810	700	600	520	480	420	390	370	320	—
На поду печи	Поверхность	860	520	450	400	380	360	330	—	—	—	—
	Центр	860	800	710	650	560	500	450	—	—	—	—

хорошей свариваемостью, высокой пластичностью при ковке. Скобы изготовляют из катаных листов толщиной 320 мм и кованых плит толщиной 400 мм.

Предварительная термическая обработка толстых плит из стали 16ГНМА включает перекристаллизацию при 900—920° С, охлаждение на воздухе до 280—320° С и один или два отпуска при 640—660° С (рис. 16).

При производстве катаного листа толщиной 320 мм применяют совмещенный режим отжига и нормализации с отпуском.

После сварки блоков, в зависимости от их габаритов, применяют либо нормализацию с нагревом в печи всего блока по режиму: температура нагрева 900—920° С, охлаждение на воздухе до 250—300° С и последующий отпуск при 620—650° С в течение 20 ч, либо местную термическую обработку с индукционным нагревом.

В качестве примера ниже приведены сдаточные механические свойства плит толщиной 320 мм после нормализации и высокого отпуска (табл. 33).

Применение нормализации с отпуском после сварки, судя по изменению свойств, практически полностью устраняет последствия перегрева в околошовной зоне (табл. 34).

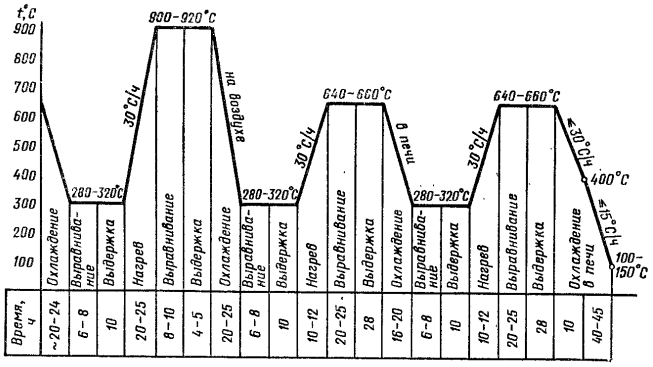


Рис. 16. Режим предварительной термической обработки плит из стали 16ГНМА

Таблица 33. Сдаточные механические свойства пяти плит из стали ИЦ-1М

Номер плиты	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$*, кгс·м/см²
	кгс/мм²		%		
1	35,4	51,4	24,0	49,0	14,9
2	38,2	56,0	27,6	65,0	10,6
3	33,2	52,3	24,2	45,0	9,9
4	37,6	54,2	26,4	67,0	12,4
5	41,3	57,0	21,4	48,0	11,8

* Образцы I типа.

Усталостная прочность (σ_{-1}) основного металла, полученная на образцах диаметром 18 мм на базе 10^6 циклов, равна 27 кгс/мм², а на образцах со швом, выполненным электрошлаковой сваркой, 25 кгс/мм². На образцах сечением 50 × × 60 мм со швом, выполненным электрошлаковой сваркой, испытанных при переменном изгибе в одной плоскости в условиях симметричного цикла нагружения (база 10^6 циклов), $\sigma_{-1} = 15{,}5$ кгс/мм².

Траверсы пресса. Траверсы являются основными силовыми элементами тяжелых гидравлических прессов, непосредственно деформирующими металл. Эти детали имеют большие размеры и массу. Например, балка подвижной траверсы имеет размеры 2000 × 3400 × 6200 мм, а масса достигает 237 т.

Траверсы изготовляют из нескольких поковок (до шести штук), которые соединяют электрошлаковой сваркой. Металл траверс прессов должен удовлетворять требованиям, приведенным в табл. 30.

Для изготовления траверс применяют стали 25ГС и ИЦ1-А (см. табл. 1 и 29).

Сталь ИЦ1-А менее чувствительна к ликвационным неоднородностям и усадочным явлениям в крупных сечениях, чем сталь 25ГС.

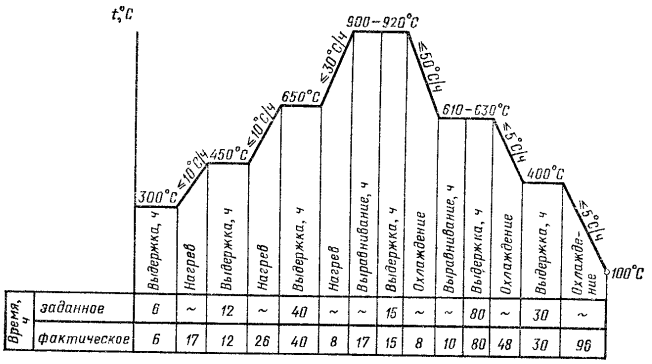
Предварительная термическая обработка поковок траверсы из стали 25ГС состоит из перекристаллизации при 900—920° С и двух отпусков по 60—90 ч каждый. Окончательная термическая обработка сварной траверсы из стали 25ГС включает медленный ступенчатый нагрев до 900—920° С, последующее охлаждение в печи до 610—630° С, затем охлаждение со скоростью $\leqslant 5°$ С/ч до 400° С для получения минимальных остаточных напряжений (рис. 17).

В качестве примера приведены сдаточные механические свойства элементов траверс из стали 25ГС (табл. 35).

Свойства плиты из стали ИЦ1-А (толщиной 1200 мм) после отжига при 900—920° С с охлаждением в печи и высокого отпуска при 650° С приведены в табл. 36.

Таблица 34. Ударная вязкость по сечению сварного блока скобы в зависимости от температуры испытания

Зона сварного соединения	Температура отпуска, °С	Ударная вязкость (образцы IV типа), кгс·м/см², при температуре испытаний, °С						T_{50}, °С
		+40	+20	0	−20	−40	−60	
Основной металл	640	15	16,0	8,6	7,2	2,0	—	+12
	660	—	19,0	12,0	7,2	3,0	1,6	+9
Околошовная зона	640	—	14,1	10,0	8,9	2,0	1,0	+5
	660	—	22,1	15,0	8,6	4,2	1,1	0
Шов	640	18,8	13,6	10,5	6,1	1,7	—	+5
	660	—	13,6	11,8	7,0	1,8		+5



Время, ч														
	заданное	6	~	12	~	40	~	~	15	~	~	80	~	30	~
	фактическое	6	17	12	26	40	8	17	15	8	10	80	48	30	96

Рис. 17. Режим окончательной термической обработки балки траверсы из стали 25ГС после сварки

Литые детали пресса. Корпуса, элементы основания тяжелых прессов, имеющих массу 160—250 т, как правило, изготовляют в литом или сварнолитом варианте из стали 30Л (см. табл. 25, 26) [7].

После окончательной термической обработки свойства отливок должны отвечать следующим требованиям: $\sigma_{0,2} \geqslant 25$ кгс/мм²; $\delta \geqslant 15\%$; $a_и \geqslant \geqslant 3{,}5$ кгс · м/см².

Таблица 35. Сдаточные механические свойства элементов траверс из стали 25ГС

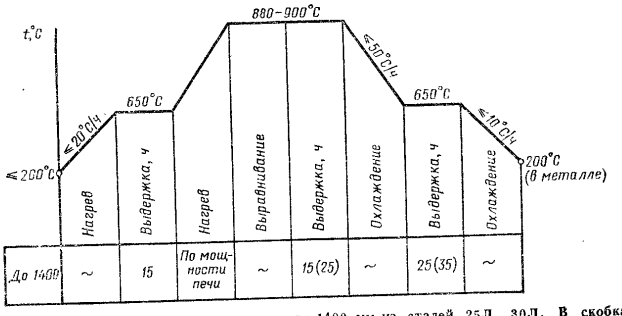
Наименование изделий	Масса, т	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$*, кгс·м/см²
		кгс/мм²		%		
Балка подвижной траверсы	237	28,0—33,0	50,0—58,0	26,0—32,0	56,0—60,0	6,0—10,0
Балка неподвижной траверсы	232	29,0—33,0	50,0—59,0	16,0—32,0	52,0—61,0	6,0—11,0
Балка верхняя	154	30,0—32	54—59	24—32	51—61	6—12
Балка нижняя	165	29—33	53—58	24—31	42—61	3,5—10
Проставка верхняя	214	30—35	54—62	24—30	50—60	5—10

* Образцы I типа.

Таблица 36. Механические свойства по сечению опытной плиты из стали ИЦ1-А

Расстояние от поверхности, мм	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$*, кгс·м/см²
	кгс/мм²		%		
До 100	30—32	48—50	18—30	46—68	7,5—15,0
150—250	30—32	48—50	27—30	52—69	10,5—15,0
550—650	32—33	49—50	14—20	37—42	10,0—11,0

* Образцы I типа.



До 1400	~	15	По мощности печи	~	15(25)	~	25(35)	~

Рис. 18. Режим отжига отливок размером до 1400 мм из сталей 25Л, 30Л. В скобках указано время выдержки для балки траверсы размером 1400—2500 мм

Эти отливки, как правило, проходят изотермический отжиг с медленным нагревом до 880—900° С, последующим охлаждением в печи до 650° С, выдержкой при этой температуре и дальнейшем охлаждении в печи (рис. 18).

После сварки массивные отливки подвергают отжигу при 880—900° С с последующим охлаждением в печи со скоростью ≤30° С/ч до 100° С; небольшие отливки могут подвергаться отпуску при 630—650° С с последующим охлаждением со скоростью ≤25° С/ч до 100° С.

Кроме этих видов термической обработки сварные отливки для обеспечения в большом сечении требуемого уровня механических свойств могут подвергаться нормализации, состоящей из медленного нагрева до 900—920° С с последующим охлаждением на выдвинутом поду до 300—350° С по металлу, и затем отпуску при 580—600° С в течение 45 ч.

Сварные отливки после исправления дефектов заваркой подвергают отпуску при 500—600° С 5—30 ч с последующим охлаждением в печи с закрытыми крышками и шиберами.

В качестве примера в табл. 37 приведены механические свойства нескольких сварнолитых балок из стали 30Л.

Таблица 37. Сдаточные механические свойства сварнолитых балок из стали 30Л после отжига

Размеры, мм	Масса, т	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ	ψ	$a_н$*, кгс·м/см²
		кгс/мм²		%		
10 380×3 300×2 100	205	25,0—28,0	50,5—54,7	20,5—23,0	23,0—39,0	5,6—7,5
3 500×3 760×1 100	200	26,0—28,0	53,0—58,5	24,0—26,0	38,0—45,0	6,0—8,0

* Образцы I типа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Астафьев А. А.** Термическая обработка крупных поковок. — Металловедение и термическая обработка металлов. 1973, № 9, с. 2—5.
2. **Астафьев А. А., Борисов И. А., Шейко В. С.** Термическая обработка и свойства стали 24Х2НМФА для сварных роторов тихоходных турбин. — В кн.: Влияние термической обработки на структуру и свойства металла поковок роторов, № 13—74—3. М.: НИИИнформтяжмаш, 1974, с. 1—3.
3. **Борисов И. А.** Измельчение зерна аустенита в крупных поковках из стали 25ХН3МФА. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1978, № 2, с. 2—5.
4. **Борисов И. А., Квашнина Е. И.** Отпуск сварных конструкций. — В кн.: Выбор основных параметров отпуска конструкционных сталей, № 13—76—18. М.: НИИИнформтяжмаш, 1976, с. 5—8.
5. **Влияние** температуры аустенитизации и скорости охлаждения на свойства стали в крупных сечениях/М. В. Сонина, А. А. Астафьев, И. А. Борисов и др. — В кн.: Сталь 20ХН3МФА для крупных поковок, № 14—76—15. М.: НИИИнформтяжмаш, 1976, с. 6—10.
6. **Исследование** металлов для гидротурбин. — Труды ЦНИИТМАШ, 1972, вып 101, с. 48.
7. **Марочник** стали и сплавов. М.: ЦНИИТМАШ, 1971. 516 с.
8. **Новые** стали для крупных роторов паровых турбин. № 14—74—3. М.: НИИИнформтяжмаш, 1974. 34 с.
9. **Режим** окончательной термической обработки роторов/И. А. Борисов, Н. П. Катеева, В. В. Соболев и др. — В кн.: Термическая обработка цельнокованых роторов турбогенераторов мощностью 800 и 1200 МВт, № 13—76—10. М.: НИИИнформтяжмаш, 1976, с. 1—17.
10. **Склюев П. В.** Термическая обработка крупных поковок. М.: Машиностроение, 1976. 60 с.
11. **Трекало А. С., Борисов И. А.** Рабочие цилиндры мощных гидравлических прессов. — В кн.: Совершенствование технологии изготовления и термообработки крупногабаритных деталей, № 13—77—31. М.: НИИИнформтяжмаш, 1977, с. 7.
12. **Термическая** обработка крупных поковок/Ю. А. Башнин, И. В. Паисов, В. Н. Цурков, В. М. Коровина. М.: Металлургия, 1973. 152 с.
13. **Технология** термической обработки поковок роторов для турбин и турбогенераторов. — В кн.: Технология термической обработки поковок роторов для турбин и турбогенераторов, № 13—74—2. М., НИИИнформтяжмаш, 1974, с. 25.
14. **Ускоренный** режим предварительной термической обработки крупных поковок/И. А. Борисов, А. А. Астафьев, Н. И. Бурова, Т. М. Байкова и др. — В кн.: Разработка рациональных режимов термической обработки крупных поковок. № 13—75—10. М.: НИИИнформтяжмаш, 1975, с. 1—4.

Глава 23

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ХИМИЧЕСКОМ МАШИНОСТРОЕНИИ

Характер термической обработки на заводах химического машиностроения определяется многоплановостью отрасли с характерным для нее единичным и мелкосерийным производством, структурой потребляемых металлических материалов.

Несмотря на специфичность условий, в которых работает химическое оборудование, основную долю потребляемого металла составляют углеродистые стали (>50%); доля низколегированных сталей типа 09Г2С, 16ГС, 12ХМ и др. составляет ~20%, а коррозионно-стойких сталей, термическая обработка которых, как правило, не связана с достижением заданного уровня механических свойств, как это имеет место в других машиностроительных отраслях промышленности — 26—28%.

Значительную долю продукции, выпускаемой заводами химического машиностроения, составляют крупногабаритные сварные аппараты, термическая обработка которых сложнее, чем термическая обработка деталей машин. Кроме того, при назначении режима термической обработки изделий из коррозионно-стойких сталей конструктору и технологу химического машиностроения приходится решать многие вопросы. Помимо обеспечения требуемых механических свойств, снятия остаточных напряжений, предотвращения коробления необходимо сохранить (или повысить) коррозионную стойкость стали, исключить возможность появления склонности к межкристаллитной коррозии, коррозионному растрескиванию.

Очень часто при выборе режима термической обработки, в особенности для стали мартенситного и аустенитно-мартенситного классов, возникает «конфликтная» ситуация, когда режим термической обработки позволяет получить заданный уровень механических свойств, но не обеспечивает необходимой коррозионной стойкости и наоборот.

Общее решение такой задачи невозможно, и приходится в каждом конкретном случае находить оптимальное решение. Значительные трудности возникают также при термической обработке двухслойных сталей, когда режимы термической обработки основного слоя (из углеродистой и низколегированной стали) и плакирующего слоя (из сложно-легированной аустенитной стали) оказываются несовместимыми по соображениям коррозионной стойкости.

Следует также иметь в виду, что на коррозионную стойкость стали влияет состояние ее поверхности, которое при термической обработке может претерпевать значительные изменения. Таким образом, выбор режима и проведение термической обработки изделий из коррозионно-стойкой стали являются специфической задачей, решение которой требует знания как металловедения, так и вопросов коррозионной стойкости стали.

Цель настоящей главы — помочь широкому кругу конструкторов, технологов, металловедов, коррозионистов и эксплуатационников обоснованно назначать режим и проводить термическую обработку деталей и изделий химического машиностроения и аппаратостроения.

В химическом машиностроении применяются в небольшом объеме легированные конструкционные стали 30ХГСА, 40Х, 40ХМА и др., которые проходят термическую обработку по обычным режимам (в настоящей главе они не приводятся).

I. ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Термическая обработка изделий и аппаратов в химическом машиностроении проводится с целью: 1) получения заданных механических свойств; 2) снятия остаточных напряжений, вызванных пластической деформацией, сваркой и другими технологическими операциями, для повышения работоспособности и уменьшения опасности коррозионного растрескивания; 3) устранения хрупких прослоек, образующихся при сварке; 4) ликвидации склонности к межкристаллитной коррозии (МКК); 5) повышения общей коррозионной стойкости; 6) получения заданной структуры (устранение дельта-феррита, сигма-фазы, получение однородного твердого раствора).

Для достижения указанных целей применяются следующие операции термической обработки:

1) закалка на твердый раствор (аустенитизация);
2) отжиг;
3) высокий отпуск;
4) закалка с отпуском;
5) нормализация с отпуском;
6) обработка холодом;
7) стабилизирующий отжиг;
8) ступенчатая обработка.

Согласно основному нормативному документу химического машиностроения — ОСТу 26-291—71 сосуды, аппараты и их элементы из углеродистых и низколегированных сталей, не подкаливающихся на воздухе, подвергаются обязательной термической обработке при изготовлении их с применением вальцовки, штамповки и сварки в том случае, если толщина материала в месте их сварного соединения превышает 36 мм.

Термическая обработка обязательна также для аппаратов и их элементов, изготовленных из листовой стали вальцовкой, если толщина стенки превышает величину $0{,}009\ (D_в + 120)$, где $D_в$ — минимальный внутренний диаметр сосуда (в см). Термическая обработка аппаратов из не подкаливающихся на воздухе сталей проводитси также в том случае, когда они предназначены для эксплуатации в средах, вызывающих коррозионное растрескивание (растворы едкого натра и калия, азотнокислых солей натрия, калия, аммонии, кальция и др.). Днища из этих сталей, изготовленные холодной штамповкой, подвергают термической обработке независимо от их толщины.

Сварные сосуды, аппараты и их элементы из сталей перлитного класса, подкаливающихся на воздухе (12МХ, 12ХМ, 15ХМ, 12Х1МФ, 15Х5 и др.), а также из двухслойных сталей с основным слоем из указанных сталей подвергают термической обработке независимо от толщины стенки.

Сосуды и аппараты из коррозионно-стойких сталей термически обрабатываются в том случае, когда после сварки обнаружена склонность к межкристаллитной коррозии или для снятия напряжений, если аппараты предназначены для работы в средах, вызывающих коррозионное растрескивание. Как правило, термическая обработка проводится после окончательной сварки аппарата и устранении всех дефектов.

При монтаже оборудования на площадке допускается термическая обработка сварных элементов аппаратов до их сборки, а термическая обработка всего изделия может не производиться, если это не диктуется особыми условиями. Возможна также местная термическая обработка кольцевых швов аппаратов с помощью специальных нагревателей (индукционного типа, газопламенных или инфракрасного нагрева).

При нагреве в печи аппаратов и узлов с резьбой и обработанными поверхностями при отсутствии защитной атмосферы их защищают от воздействия окисляющих газов специальной пастой, состоящей из смеси каолина (70%) и окиси алюминия (30%). Смесь разбавляетси водой до сметанообразного состояния и наносится несколько раз на защищаемую поверхность слоем толщиной около 1 мм, а затем просушивается. После термической обработки паста удаляется металлическими щетками.

Важным вопросом при термической обработке крупногабаритной аппаратуры является предотвращение прогиба и коробления аппаратов, которые чаще всего проявляются в виде эллипсности сечения. Одним из путей предотвращении коробления аппаратов при нагреве является применение опор для укладки аппаратов на под. Опоры могут быть трапецеидального и седловидного сечений. Лучшие результаты достигаются при использовании седлообразных опор с охватом аппарата на 180°.

Отсутствие эллипсности при нагреве или допускаемая его величина определяются из условий прочности материала и податливости аппарата.

Условия эти выражаются формулами

$$\sigma_к = \frac{kR^2_н}{S} < \varphi\sigma_д; \tag{1}$$

$$\delta = \frac{mR^4_н}{Es^2} = \delta_д, \tag{2}$$

где $\sigma_к$ — кольцевые изгибающие напряжении, кгс/мм²; $R_н$ — наружный радиус аппарата, мм; s — толщина стенки аппарата, мм; φ — коэффициент прочности сварного шва (отношение предела прочности шва к пределу прочности основного металла); $\sigma_д$ — допускаемое напряжение при температуре нагрева, кгс/мм²; δ — уменьшение диаметра аппарата в вертикальной плоскости, мм; $\delta_д$ — допускаемая овальность аппарата, мм; E — модуль нормальной упругости при температуре нагрева, кгс/мм²; k, m — коэффициенты, зависящие от вида опор: для трапецеидальных опор $k = 0{,}07$; $m = 0{,}044$, для седлообразных опор $k = 0{,}004$, $m = 0{,}024$.

Число опор n, обеспечивающее отсутствие прьисания аппарата при нагреве, определяется из формул

$$a = \frac{0{,}184}{R_н}\sqrt{\frac{GL}{\varphi\sigma_д s}} + 1; \tag{3}$$

$$n = \frac{0{,}182G}{(\varphi\sigma_д s - kR^2_н\sqrt{R_н s}}, \tag{4}$$

где G — масса аппарата; L — длина цилиндрической части аппарата, мм.

Полученные значения n следует округлять до большего целого числа, а число опор прииимать по наибольшему n. Расстоиние между опорами не должно быть более $8R_н$. Однако и при соблюдении указанных условий иногда приходится устанавливать внутренние распорки для предотвращения эллипсности.

2. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АППАРАТОВ И ИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ И НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛЕЙ

Аппараты и их элементы из углеродистых сталей ВСт3, ВСт3Гпс, 15, 15К, 20, 20К и низколегированных сталей 16ГС, 17ГС, 17Г1С, 09Г2С, 10Г2С1 подвергают термической обработке с целью снятия остаточных напряжений, вызванных холодной деформацией или сваркой, для предотвращения коробления или коррозионного растрескивания, а также для получения требуемых механических свойств сварных соединений.

Термическую обработку применяют как для отдельных элементов аппаратов (обечайки, днища, фланца), так и аппаратов в сборке. Обечайки из вышеприведенных сталей, сваренные ручной или автоматической сваркой, подвергают отпуску при 600—650° С с выдержкой из расчета 2 мин на 1 мм толщины стенки с охлаждением на воздухе, а обечайки, сваренные электрошлаковой сваркой, — нормализации при 920—950° С с выдержкой 1—1,5 мин на 1 мм толщины с охлаждением на воздухе.

Днища, изготовленные холодной штамповкой, должны также подвергаться нормализации, а днища и обечайки из сталей 09Г2С и 10Г2С1, работающие при температуре от —41 до —70° С, — нормализации с отпуском.

После сварки аппараты из углеродистых и низколегированных сталей подвергают высокому отпуску при 600—650° С с выдержкой из расчета 2,5 мин на 1 мм толщины сечения; охлаждение с печью до 350° С, далее на воздухе.

Для аппаратов и их элементов из сталей 12ХМ, 12МХ, 15ХМ, 20Х2МА, изготовленных сваркой, применяют термическую обработку независимо от их диаметра и толщины стенки.

После ручной или автоматической сварки обечайки из сталей 12МХ, 12ХМ, 15ХМ должны подвергаться высокому отпуску при 650—680° С, а из стали 20Х2МА — при 620—680° С, выдержка 2 мин на 1 мм толщины стенки. После электрошлаковой сварки обечайки из сталей 12ХМ, 12МХ, 15ХМ проходят нормализацию при 950—980° С, стали 20Х2МА — при 900—950° С с выдержкой 1,5 мин на 1 мм толщины.

Днища после горячей штамповки подвергают нормализации с высоким отпуском, а днища, штамповка которых заканчивается при температуре не ниже 800° С, — отпуску без нормализации. После сварки готовые аппараты из сталей 12МХ, 12ХМ, 15ХМ, 20Х2МА подвергаются отпуску при 650—680° С с охлаждением в печи до 350° С, далее на воздухе.

3. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АППАРАТОВ И ИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Потребление коррозионно-стойких сталей. Наибольшее применение в химическом машиностроении имеют стали типа 18-10 с титаном и типа 18-12 с молибденом и титаном (табл. 1). Прослеживается тенденция к применению, с одной стороны, сложнолегированных аустенитных сталей, а с другой — двухфазных экономнолегированных сталей типа Х22Н6. Начинают завоевывать свое место аустенитные стали с очень низким содержанием углерода (<0,03%), появились коррозионно-стойкие стали повышенной прочности, содержащие азот.

Основы выбора режима термической обработки коррозионно-стойких сталей. Разнообразие марок и типов стали вызывает дополнительные трудности при выборе режима термической обработки, так как достижение одной и той же цели для различных марок стали часто осуществляется различными режимами термической обработки.

В связи с этим вначале целесообразно с помощью специального классификатора (рис. 1) установить вид термической обработки, а затем назначить режим (температуру нагрева, выдержку, охлаждение и т. д.), воспользовавшись соответствующим разделом настоящей работы. Например, при проектировании аппарата простой формы, без резких переходов сечения из стабилизированной аустенитной стали, не содержащей молибден, исходя из условий эксплуатации необходимо обеспечить для аппарата высокую стойкость против коррозионного растрескивания, т. е. провести термическую обработку для снятия напряжений. По приведенной классификации (рис. 1) конструктор устанавливает, что этой цели лучше всего удовлетворяет стабилизирующий отжиг; режим отжига приведен ниже (см. стр. 669). Это же самое требование для изделия сложной формы может быть удовлетворено при использовании ступенчатой термической обработки по режиму, указанному на стр. 670.

При необходимости снятия напряжений в аппарате из аустенитной стали, содержащей молибден, сваренном стабилизированным электродом, нужно назначить отжиг при температуре выше температуры рекристаллизации с медленным охлаждением в печи; режим такого отжига приведен на стр. 672. Следует также отметить, что при термической обработке сварных изделий из коррозионно-стойкой стали значительное влияние на свойства изделия могут оказывать колебания в химическом составе основного металла и металла шва даже в пределах нормы. В связи с этим иногда приходится назначать режим термической обработки, учитывая результаты, полученные при испытании термообработанных образцов — свидетелей или пробных образцов.

Таблица 1. Структура потребления в химическом машиностроении коррозионно-стойких сталей

Класс стали	Марка стали	Доля потребления, %	Примечание
Аустенитный	Типа Х18Н10Т (12Х18Н10Т, 08Х18Н10Т, 08Х18Н12Б, 12Х18Н9 и др.)	53	—
	Типа Х17Н13М3Т (10Х17Н13М2Т, 10Х17Н13М3Т, 08Х17Н13М2Т, 08Х17Н15М3Т и др.	16	—
	Низкоуглеродистые (03Х18Н11, 03Х17Н14М3, 03Х19АГ3Н10)	0,5	Оборудование производства слабой азотной кислоты, карбамида, капролактама
	Сложнолегированные (06ХН28МДТ, 03ХН28МДТ, 03Х21Н21М4ГБ, 10Х23Н18 и др.)	3,0	Оборудование производства серной и фосфорной кислот, минеральных удобрений
Аустенитно-ферритный	08Х22Н6Т, 08Х21Н6М2Т, 08Х18Г8Н2Т	6,0	Взамен стали 08Х18Н10Т и 08Х17Н13М3Т
Ферритный и мартенситный	08Х13, 14Х17Н2, 20Х17Н2, 30Х13, 40Х13	1,5	Детали машин, работающих в слабо агрессивных средах
Аустенитно-мартенситный	09Х15Н8Ю, 07Х16Н6	0,1	Корпусные детали сепараторов
Двухслойные стали	ВСт3+12Х18Н10Т, 20К+12Х18Н10Т, 16ГС+12Х18Н10Т, 09Г2С+12Х18Н10Т, ВСт3+10Х17Н13М2Т, 20К+10Х17Н13М2Т, 16ГС+10Х17Н13М2Т, 09Г2С+10Х17Н13М2Т, 20К+08Х13, 20К+06Х28МДТ и др.	15,0	Начинают применяться двухслойные стали с плакирующим слоем из стали 03Х18Н11, 15Х25Т, 03Х21Н21М4ГБ и др.
Никелевые сплавы	ХН65МВ, Н70МФ, ХН78Т	0,1	Для особоагрессивных сред, содержащих соляную, серную кислоты и др.
Титан и его сплавы	ВТ1-0, ОТ4-0, ВТ6 и др.	4	—
Прочие сплавы	—	0,8	—

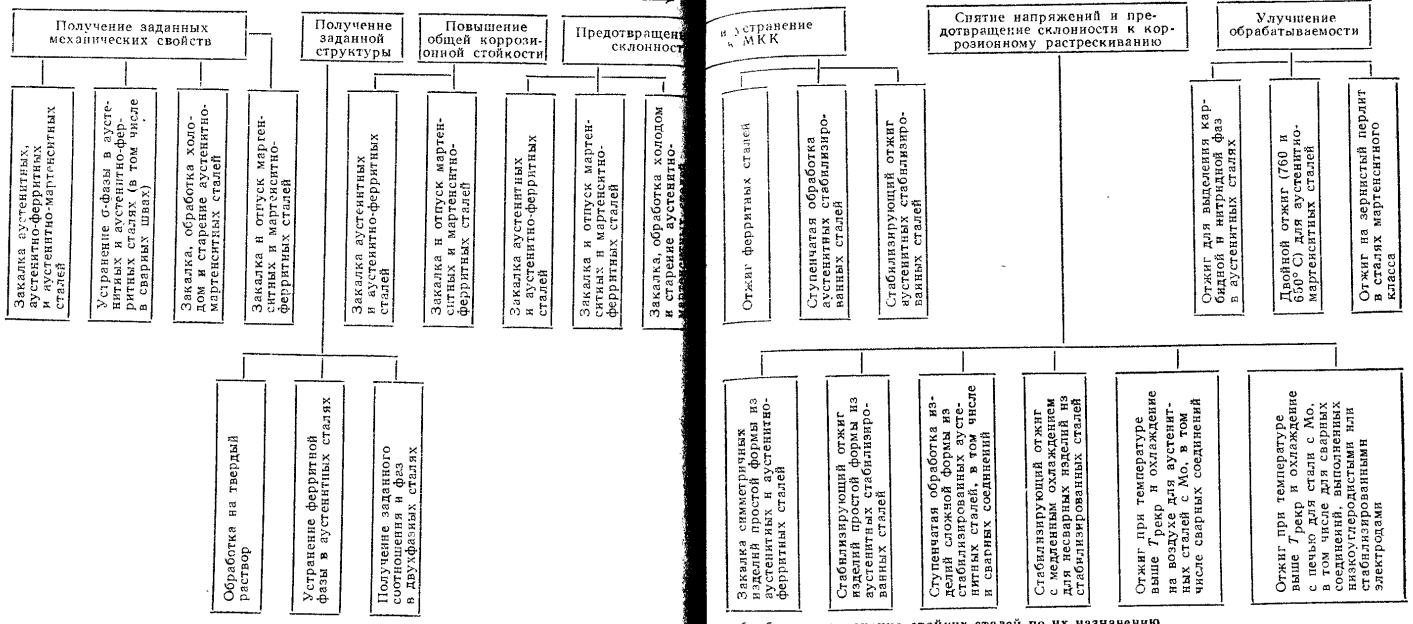


Рис. 1. Классификация видов термической обработки коррозионно-стойких сталей по их назначению

Термическая обработка стабилизированных хромоникелевых сталей аустенитного класса. В зависимости от назначения, условий работы и агрессивности среды изделия из сталей 08Х18Н10Т, 12Х18Н10Т, 12Х18Н9Т, 12Х18Н10Б, 08Х18Н12Б могут подвергаться следующим видам термической обработки:

1) закалке (аустенитизации);
2) стабилизирующему отжигу;
3) отжигу для снятия остаточных напряжений;
4) ступенчатой обработке.

Закалка проводится для устранения склонности к МКК изделий, работающих при температуре до 350° С, и к ножевой коррозии изделий, эксплуатирующихся в азотной кислоте и других агрессивных средах, для повышения общей коррозионной стойкости и пластичности стали.

Режим закалки: нагрев до 1050—1100° С, охлаждение деталей толщиной до 10 мм на воздухе, а выше 10 мм — в воде. Сварные изделия сложной конфигурации во избежание коробления охлаждают на воздухе.

Время выдержки при нагреве под закалку выбирается из расчета: для изделий с толщиной стенки до 10 мм — 30 мин; свыше 10 мм — 20 мин + 1 мин на 1 мм максимального сечения.

Стабилизирующий отжиг проводится для предотвращения склонности к МКК изделий, работающих при температуре выше 350° С, и в случае невозможности или нецелесообразности проведения закалки для снятия остаточных напряжений в изделиях сложной формы, а также для изделий, к которым предъявляются одновременно требования стойкости против МКК и коррозионного растрескивания.

Режим стабилизирующего отжига: нагрев до 870—900° С, выдержка 2—3 ч, охлаждение на воздухе. В процессе нагрева, при достаточном содержании титана в стали, происходит связывание углерода в карбиды титана [3], и при дальнейшем охлаждении не образуется существенного количества карбидов хрома.

Стабилизирующий отжиг имеет значительный резерв применения. Дело в том, что для сварных изделий может проводиться местный стабилизирующий отжиг замыкающего шва, если все свариваемые элементы были подвергнуты стабилизирующему отжигу до сварки. При этом следует обеспечить равномерный нагрев всего шва и прилегающего к нему основного металла на ширину не менее 200 мм. Это может быть достигнуто с помощью индукционного нагрева токами промышленной частоты или инфракрасными нагревателями. Местную закалку по описанной методике не проводят, так как в переходной зоне, где температура нагрева вследствие теплопроводности будет 600—750° С, может возникнуть склонность к МКК.

Стабилизирующий отжиг при 900° С с охлаждением в печи почти полностью снимает остаточные напряжения даже в изделиях сложной формы.

Для узлов, работающих при температуре выше 350° С, в средах, вызывающих МКК, особенно эффективна обработка, состоящая из холодной деформации с обжатием до 25%, отжига при 650° С в течение 5—20 ч для выделения карбидов хрома преимущественно по плоскостям скольжения и окончательного отжига при

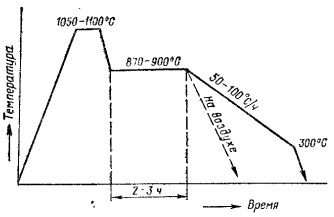


Рис. 2. График проведения ступенчатой обработки аустенитной стали

900° С в течение 5—10 ч для выделения карбидов титана на месте образовавшихся ранее карбидов хрома (А. с. № 282384). Этот режим позволяет более полно связать углерод в карбиды титана, т. е. сделать сталь, не склонной к МКК. Если после выдержки при 900° С охладить деталь вместе с печью, остаточные напряжения будут сняты и тем самым будет повышена стойкость против коррозионного растрескивания.

Отжиг для снятия остаточных напряжений и предотвращения коррозионного растрескивания проводят при 900° С с выдержкой 2—3 ч и охлаждением в печи до 300° С, а далее на воздухе.

Ступенчатая обработка (А. с. № 205862) стабилизированных аустенитных сталей, режим которой приведен на рис. 2, в последнее время применяется наряду со стабилизирующим отжигом. Суть ее [4] заключается в том, что изделие нагревается до 1050—1100° С с целью получения однородного твердого раствора, а затем охлаждается до 870—900° С с возможно большей скоростью и выдерживается при этой температуре 2—3 ч, как и при обычном стабилизирующем отжиге, а затем охлаждается, в зависимости от назначения, на воздухе, если не требуется возможно более полное снятие остаточных напряжений, или вместе с печью до 300° С, если это условие обязательно.

В процессе ступенчатой обработки нагрев при 1050—1100° С устраняет все изменения в структуре стали, вызванные предшествовавшей обработкой, деформацией, сваркой, а выдержка при 870—900° С приводит к достаточно полному связыванию углерода в карбиды титана, что препятствует выделению карбидов хрома и появлению склонности к МКК.

Ступенчатая обработка с медленным охлаждением дает наиболее полное снятие остаточных напряжений.

В табл. 2 приведены результаты электротензометрического определения величины остаточных напряжений в сварных вальцованных обечайках диаметром 150 мм с толщиной стенки 10 мм после ступенчатой термической обработки и стабилизирующего отжига.

Следует подчеркнуть, что ступенчатой обработке и стабилизирующему отжигу можно подвергать стали, в которых отношение титана к углероду будет больше 5, а отношение ниобия к углероду больше 8, так как при меньшем отношении в структуре стали могут появиться карбиды хрома, что вызовет снижение стойкости против МКК.

Таблица 2. Остаточные напряжения в сварных обечайках из стали 08Х18Н10Т после различной термической обработки

Состояние образца	Место замера	Остаточные напряжения, кгс/мм²	
		осевые	кольцевые
Исходное	Зона термического влияния шва	+19,2	−23,6
	На стороне, противоположной шву	+20,3	+12,4
После стабилизирующего отжига	Зона термического влияния шва	−8,2	−6,0
	На стороне, противоположной шву	−3,0	−7,0
После ступенчатой обработки	Зона термического влияния шва	−1,0	−4,0
	На стороне, противоположной шву	−1,8	−1,9

Термическая обработка нестабилизированных аустенитных сталей. Стали 08Х18Н10, 12Х18Н9 и 04Х18Н10 находят ограниченное применение в химическом машиностроении для изделий, не подвергающихся сварке, или для работы в средах, не вызывающих МКК.

Для повышения стойкости стали против общей коррозии и устранения склонности к МКК эти стали подвергают закалке в воде от 1050—1100° С, время выдержки изделий толщиной до 10 мм 20 мин, свыше 10 мм 10 мин + 1 мин на 1 мм толщины.

Если к изделиям из нестабилизированных сталей предъявляются требования отсутствия склонности к МКК, то их нельзя подвергать стабилизирующему отжигу или отжигу для снятия напряжений.

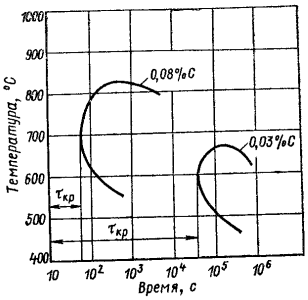


Рис. 3. Влияние содержания углерода в аустенитной стали типа Х18Н10 на критическую выдержку $\tau_{кр}$, вызывающую появление МКК

Особое место среди нестабилизированных хромоникелевых аустенитных сталей занимает сталь 03Х18Н11, которая является основным материалом оборудования для производства слабой азотной кислоты и азотнотуковых удобрений.

Для повышения коррозионной стойкости, устранения склонности к МКК, восстановления пластичности после нагартовки сталь подвергается закалке от 1050—1100° С с охлаждением в воде или на воздухе; выдержка при нагреве, как и для обычных нестабилизированных сталей.

Важной особенностью стали 03Х18Н11 является возможность ее термической обработки для снятия остаточных напряжений по режиму стабилизирующего отжига: нагрев до 870—900° С, выдержка 2—3 ч, охлаждение с печью до 300° С, далее на воздухе. Это связано с тем, что благодаря низкому содержанию углерода критическая выдержка $\tau_{крит}$ в районе опасных температур, вызывающая появление склонности к МКК, у стали 03Х18Н11 в несколько раз больше, чем у аустенитных сталей с обычным содержанием углерода (рис. 3).

В последние годы наряду со сталью 03Х18Н11 начала применяться сталь 03Х19АГ3Н10 (А. с. № 427090), содержащая азот и обладающая более высоким пределом текучести ($\sigma_{0,2} \geqslant 35$ кгс/мм²) и повышенной коррозионной стойкостью [2]. Сталь 03Х19АГ3Н10 упрочняющей термической обработке не подвергается, повышенная прочность достигается в результате образования твердого раствора внедрения азота в аустените.

Для повышения коррозионной стойкости и снятия остаточных напряжений изделия из стали 03Х19АГ3Н10 подвергаются такой же термической обработке, как и сталь 03Х18Н11.

Термическая обработка хромоникельмолибденовых аустенитных сталей. В химическом машиностроении применяют в основном стабилизированные хромоникельмолибденовые стали 08Х17Н13М2Т, 10Х17Н13М2Т, 10Х17Н13М3Т, 08Х17Н15М3Т, 03Х21Н21М4ГБ и нестабилизированную сталь 03Х17Н14М3.

Хромоникельмолибденовые стали, стабилизированные титаном, можно подвергать следующим видам термической обработки:

1) закалке (аустенитизации);
2) стабилизирующему отжигу;
3) отжигу для снятия напряжений.

При проведении термической обработки изделий из хромоникельмолибденовых аустенитных сталей, в особенности сварных, следует учитывать возможность образования σ-фазы при медленном охлаждении, которая вызывает охрупчивание стали.

Для повышения общей коррозионной стойкости и пластичности, а также для ликвидации склонности к МКК эти стали подвергают закалке от 1050—1100° С

с охлаждением в воде или на воздухе. Время выдержки при температуре закалки для деталей толщиной до 10 мм 30 мин, для деталей толщиной свыше 10 мм — 20 мин + 1 мин на 1 мм наибольшей толщины. Для устранения σ-фазы закалку рекомендуется проводнть при 1100° С. Для снятня остаточных напряжений и предотвращения коррозионного растрескнвання в несварных изделиях можно проводить стабилизирующий отжиг при 900° С с выдержкой 2—3 ч и охлаждением на воздухе.

Изделия из хромоникельмолнбденовых сталей, сваренные нестабилизированиымн электродамн, для снятия остаточных напряженнй подвергают отжнгу по режиму: нагрев до 1020—1060° С, выдержка 2 ч, охлажденне на воздухе.

Более полное снятне остаточных напряжений может быть достигнуто на изделиях, сваренных низкоуглероднстымн чисто аустенитнымн электродамн. Такне изделня можно подвергать отжнгу прн 1020—1060° С с выдержкой 2 ч н охлажденнем в печи до 300° С, далее на воздухе.

Изделия, сваренные электродами, стабилнзнрованными ннобнем, для снятия остаточных напряжений подвергают отжнгу при 1100—1140° С с выдержкой 2 ч и охлаждением с печью до 300° С, далее на воздухе.

Приведенные здесь режимы термической обработки для снятня остаточных напряженнй, как правнло, не вызывают появления склонности к МКК н заметного охрупчнвання стали. Однако, как это уже отмечалось, целесообразно предварительно провестн термическую обработку сварных образцов н проверить их свойства перед проведением термической обработкн аппарата.

Сталь 03Х17Н14М3 нанбольшую коррозионную стойкость прнобретает после закалки от 1100° С.

Из-за склонности к образованию σ-фазы сталь не может подвергаться отжнгу для снятня напряженнй при 900° С. В связи с этнм при необходнмостн снятия остаточных напряжений поковкн илн сварные изделня, сваренные низкоуглероднстымн чисто аустенитными электродамн, подвергают нагреву прн 1020—1060° С с выдержкой 2 ч, охлажденню в печи до 300° С, далее на воздухе.

В последние годы класс хромоникельмолнбденовых сталей аустенитного класса пополнился сталью 03Х18АГ3Н11М3Б (А. с. № 563825), содержащей азот. Эта сталь обладает высокой стойкостью в карбамнде, капролактаме, предел текучести ее (40 кгс/мм^2) в 2 раза выше, чем у стали — аналога без азота (03Х17Н14М3).

Для того, чтобы растворнть имеющиеся в структуре стали сложные нитриды, так называемую z-фазу [(Fe, Mn, Cr)$_4$ (Nb, Mo)$_3$ N$_3$], необходнма высокая температура нагрева под закалку (1150° С) [3]. Прн закалке стали от 1100° С коррознонная стойкость основного металла н сварных соединеннй резко падает.

Разработана новая сталь 03Х21Н21М4ГБ, предназначенная для оборудования производства фосфорной кислоты н минеральных удобренй. Благодаря высокому содержанию нпкеля она обладает высокой стойкостью протнв коррозионного растрескивання и поэтому может не подвергаться отжнгу для снятня напряжений. Нагрев стали прн 900—950° С не рекомендуется из-за образования сигмафазы и связанного с этим охрупчивания стали. Сталь подвергается закалке от 1100° С с охлажденнем в воде.

Термическая обработка сплавов на железоникелевой основе. Для оборудования производства серной кислоты применяют сплавы 06ХН28МДТ н 03ХН28МДТ. Для достнження максимальной коррознонной стойкостн и для устранення σ-фазы в структуре стали эти сплавы подвергают закалке по режиму: нагрев до 1100—1150° С, выдержка при толщнне стенки до 15 мм 30 мин, свыше 15 мм 15 мнн + + 1 мин на 1 мм максимального сечення, охлаждение в воде нлн на воздухе.

Отжнг для снятия остаточных напряженнй изделий нз сплавов 03Х28МДТ и 06ХН28МДТ, не подвергавшихся сварке, проводят прн 950° С в течение 2 ч с охлажденнем на воздухе, а отжиг сварных изделнй — по режиму: нагрев при 1050° С, выдержка 2 ч, охлажденне на воздухе.

Изделия нз сплава 03Н28МДТ можно подвергать также ступенчатой обработке для снятня остаточных напряжений по режиму: нагрев до 1100—1150° С, выдержка как н прн нагреве под закалку, охлаждение с печью до 950° С, выдержка 2 ч, охлажденне с печью до 300° С, далее на воздухе. После такой обработки в структуре сплава выделяется некоторое количество σ-фазы, но коррознонная стойкость практически не снижается. Ударная вязкость, в особенности в сварных соединеннях, может значнтельно снизиться. В связи с этнм рекомендуется предварительно провестн термическую обработку образцов-свидетелей и определить их ударную вязкость.

Термическая обработка сталей ферритного класса. В химическом машиностроении применяют ферритные стали 08Х13, 12Х17, 08Х17Т, 15Х25Т, которые в отлнчие от сталей аустенитного класса приобретают максимальную стойкость против МКК и пластичность после отжига. Они обладают высокой стойкостью против коррозионного растрескнвания, не содержат в своем составе дефицнтного никеля. Отжнг сталей 12Х17, 08Х17Т, 15Х25Т проводят прн 760—780° С с выдержкой нз расчета 30 мин + 1 мнн иа 1 мм наибольшей толщины, охлажденне в в воде нли на воздухе.

Изделня из стали 08Х13 отжигают прн 680—720° С с выдержкой 1—2 ч, охлажденне на воздухе. Стали ферритного класса не рекомендуется нагревать при 450—550° С во избежанне появления так называемой 475-градусной хрупкостн. Следует отметить, что класс ферритных коррознонно-стойких сталей за последнне годы пополнился новымн марками с очень низким содержанием углерода и азота ($\leq$ 0,01%), что повыснло вязкость сварных соединений. Это позволяет утверждать, что область применения ферритных сталей в ближайшее десятилетие значительно расширится, чему в немалой степени будет способствовать совершенствование металлургической технологии в нашей стране.

Термическая обработка сталей мартенситного класса. В хнмическом машиностроенни применяют хромнстые стали мартенситного класса 20Х13, 30Х13, 40Х13, 95Х18, которые подвергаются закалке с отпуском или отжигу.

Закалку и отпуск сталей проводят для достнжения максимальной коррознонной стойкостн илн для получения заданного уровня механнческих свойств.

Стали 20Х13, 30Х13, 40Х13 н 95Х18 закаливают в масле от 1000—1050° С. Время выдержки при нагреве под закалку для изделий с толщиной стенки до 10 мм составляет 20 мин, при толщнне свыше 10 мм — 10 мнн + 1 мнн на 1 мм нанбольшей толщины. Сварные изделня из стали 20Х13 перед закалкой подвергают отжигу при 700° С, выдержка 1—2 ч. Стали 30Х13 и 40Х13 чувствнтельны к трещинам, и поэтому изделия из этнх сталей прн нагреве под закалку рекомендуется загружать в печь прн 500—550° С н медленно нагревать до 800° С, а затем скорость нагрева можно увелнчить. Для стали мартенситного класса не допускается разрыв по времени между операциями закалки и отпуска.

Максимальные прочностные свойства для сталей 20Х13, 30Х13, 40Х13 достигаются после отпуска при 180—300° С, максимальная коррозионная стойкость и пластичность — после отпуска при 700—750° С.

Клапанные пластины компрессоров и другне элементы из стали 30Х13 подвергают отпуску прн 400° С. Для изделнй из стали 95Х18 прнменяют отпуск при 200—300° С. В сталях 30Х13, 40Х13, 95Х18 после закалкн может сохраняться некоторое количество остаточного аустеннта, тем большее, чем выше содержание углерода в стали. Для превращения остаточного аустеннта в мартенсит сталь после закалки подвергают обработке холодом. Изделня из хромнстых сталей мартенситного класса не рекомендуется отпускать при 450—550° С, так как при этом пронсходит снижение удариой вязкостн в результате необратимой отпускной хрупкости.

Для улучшения обрабатываемостн заготовки из стали мартенситного класса подвергают промежуточному отжигу прн 760° С.

Термическая обработка сталей аустенитно-мартенситного класса. В химическом машиностроенни применяют следующне стали аустенитно-мартенситного (переходного) класса: 09Х15Н8Ю, 07Х16Н6, 09Х17Н7Ю, 08Х17Н5М3, что способствует значительному прогрессу в области создания высокопроизводнтельных центробежных машин, прочность н надежность которых не может быть повышена за счет увеличення толщнны стенки изделня. Это же относится и к узлам трения и резьбовым соединениям, для которых требуется повышенная твердость.

Применение аустенитных сталей для узлов трення не дает хороших результатов. Повышенне твердостн аустенитной стали путем хнмнко-термической обработкн снижает ее коррозионную стойкость. Аустенитно-мартенситные стали, которые после термнческой обработки упрочняются до твердости 40—45 *HRC* и при этом сохраняют достаточно высокую коррознонную стойкость, позволили в зна-

чительной мере решить проблему создания высоконагруженных деталей, узлов трения и резьбовых соединений.

Стали аустенитно-мартенситного класса, применяемые в виде поковок, прутков и ленты, могут подвергаться следующим видам термической обработки:

1) аустенитизации, когда требуется высокая пластичность и допускается низкая твердость;

2) упрочняющей термической обработке, включающей промежуточный отжиг (разбалансировку) и последующее старение, если требуется высокая прочность и не требуется высокая коррозионная стойкость;

3) упрочняющей термической обработке, включающей обработку холодом и последующее старение, если требуются высокая прочность и высокая коррозионная стойкость.

При проведении термической обработки изделий из аустенитно-мартенситной стали следует иметь в виду, что после закалки (аустенитизации) структура стали — аустенит; после обработки холодом в структуре содержится свыше 70% мартенсита, что сопровождается увеличением размеров деталей на 0,3—0,5%.

Старение повышает прочность стали только при наличии в структуре мартенсита, который образуется и в результате холодной деформации.

Детали из сталей 09Х15Н8Ю и 08Х17Н5М3, изготовляемые из мягких листов, ленты, прессованных профилей, прутков и поковок, для достижения максимальной коррозионной стойкости подвергают закалке (аустенитизации) от 975—1000° С с выдержкой 10 мин + 1 мин на 1 мм наибольшего сечения и охлаждению на воздухе или в воде; затем проводят обработку холодом при —70° С с выдержкой не менее 2 ч и старение при 350—380° С с выдержкой не менее 1 ч.

Более высокий уровень прочности можно получить, повысив температуру старения до 475—500° С, однако при этом сталь приобретает склонность к МКК. Изделия из сталей 07Х16Н6 и 09Х17Н7Ю подвергают закалке от 1000° С с охлаждением на воздухе или в воде, обработке холодом при —70° С и старению при 350—380° С. Для получения максимально высоких прочностных свойств температуру старения повышают до 430—540° С, однако, как и для сталей 09Х15Н8Ю и 08Х17Н5М3, при этом возникает склонность к МКК. Следует также иметь в виду, что старение изделий из сталей аустенитно-мартенситного класса при более высоких, чем указано, температурах приводит к перестариванию стали и снижению прочности.

Важным условием получения высокой прочности на сталях аустенитно-мартенситного класса является своевременное проведение обработки холодом; разрыв между закалкой и обработкой холодом не должен превышать 12 ч, так как длительное вылеживание закаленного изделия приводит к стабилизации аустенита и значительно уменьшает количество мартенсита, образующегося при обработке холодом. По этой же причине перед обработкой холодом детали не должны подвергаться нагреву или воздействию низких температур от 0 до —40° С.

Для стали 09Х17Н7Ю упрочняющую термическую обработку можно проводить и без обработки холодом по режиму: закалка от 1050° С, двукратный дестабилизирующий отжиг при 760° С с выдержкой 2—3 ч и старение при 400° С в течение 1 ч. Двукратная дестабилизация (разбалансировка) при 760° С приводит к значительному повышению мартенситной точки, и при последующем охлаждении до комнатной температуры в структуре стали появляется значительное количество мартенсита.

Указанный режим не вызывает склонности к МКК в слабоокислительных средах; в растворах азотной кислоты стойкость стали значительно снижается.

Особо следует остановиться на термической обработке стали аустенитно-мартенситного класса для получения среднего уровня прочности ($\sigma_{0,2} = 70 \div 80$ кгс/мм^2), который необходим для резьбовых соединений (для предотвращения заедания). В закаленном состоянии предел текучести стали аустенитно-мартенситного класса, как правило, не превышает 30 кгс/мм^2. После упрочняющей термической обработки предел текучести повышается (90—100 кгс/мм^2).

Предел текучести 70—80 кгс/мм^2 может быть получен при проведении специального режима термической обработки, состоящей из закалки, обработки холодом при температуре от 0 до —20° С в течение 1—2 ч (контролируемая стабилизация аустенита) и старения при 180—200° С в течение 3—6 ч (по данным А. Л. Белинкого, О. П. Максимовой С. Ф. Пазюрич). С металловедческой точки зрения интерес представляет то обстоятельство, что в процессе обработки холодом при 0 или —20° С и последующего старения происходят частичное превращение аустенита в мартенсит и настолько сильная стабилизация оставшегося аустенита, что даже охлаждение в жидком азоте не может вызвать его превращения в мартенсит.

Стали аустенитно-мартенситного класса для улучшения обрабатываемости резанием подвергают двойной термической обработке по режиму: отжиг при 760—780° С с выдержкой 1,5—2 ч, охлаждение на воздухе и отпуск при 650—680° С с выдержкой 1,5—2 ч, охлаждение на воздухе.

Важным обстоятельством при проведении термической обработки сталей аустенитно-мартенситного класса является зависимость положения мартенситной точки от колебаний химического состава каждой плавки в пределах нормы, что приводит иногда к тому, что после термической обработки прочностные показатели соответствуют требованиям ГОСТа или ТУ, а пластические свойства и чаще всего относительное сужение, а также ударная вязкость оказываются ниже нормы.

Иногда причиной понижения пластических свойств является насыщенность стали водородом. В этом случае улучшение свойств достигается проведением обезводороживающего отжига при 500—550° С в течение 25—30 ч.

В крупных поковках из стали переходного класса часто не удается получить необходимую ударную вязкость и пластичность из-за крупнозернистой структуры и неравномерного распределения легирующих элементов. Обычная термическая обработка не устраняет этот недостаток, требуется проведение комплексной термической обработки. Вначале поковка подвергается предварительной термической обработке на мартенсит, состоящей в дестабилизации при 700—840° С с охлаждением до комнатной температуры. В ряде случаев после дестабилизации проводят обработку холодом для получения возможно большего количества мартенсита, затем нормализацию при 1000—1100° С с целью получения равномерного распределения легирующих элементов. После такой подготовки проводят полный цикл упрочняющей термической обработки по описанным выше режимам.

Устранение склонности к МКК может быть достигнуто перераспределением карбидов. С этой целью сначала проводят термическую обработку на мартенсит путем закалки и обработки холодом, а затем нагрев при 760—780° С; выделяющиеся карбиды равномерно распределяются по всей матрице, что устраняет склонность к МКК.

Термическая обработка сталей аустенитно-ферритного класса. В химическом машиностроении находят применение следующие стали аустенитно-ферритного класса: 08Х22Н6Т, 08Х21Н6М2Т, 08Х18Г8Н2Т и 04Х25Н5М2.

В общем случае эти стали не подвергаются упрочняющей термической обработке я, если в состоянии поставки не имеют склонности к МКК, применяются без термической обработки. Сварные аппараты из этих сталей также не подвергают термической обработке. Если же в стали обнаружена склонность к МКК или пластические свойства ее ниже нормы, то сталь подвергают закалке от 1000—1050° С с выдержкой при нагреве изделий толщиной до 10 мм 15 мин, свыше 10 мм — 10 мин + 1 мин на 1 мм наибольшего сечения; охлаждение в воде или на воздухе.

Так как аустенитная составляющая двухфазных сталей не обладает достаточной стабильностью, это может быть использовано для дополнительного упрочнения стали. Упрочняющая термическая обработка стали 08Х22Н6Т проводится по режиму: нагрев до 760° С, выдержка 1—2 ч, обработка холодом при —70° С 2 ч, отпуск при 350° С 1 ч. Такая термическая обработка повышает предел текучести стали до 45—50 кгс/мм^2 и не сказывается на коррозионной стойкости стали.

Преимуществом стали аустенитно-ферритного класса является возможность повышения содержания хрома без значительного повышения содержания никеля; более высокое содержание хрома способствует увеличению коррозионной стойкости стали. Так, двухфазная сталь 04Х25Н5М2 обладает более высокой коррозионной стойкостью, чем сталь 08Х21Н6М2Т, в том числе и против точечной коррозии, при этом и прочность ее значительно выше. Сталь 04Х25Н5М2 подвергается термической обработке по режиму: закалка от 1000—1020° С в воде, старение при 400° С в течение 6 ч. После такой термической обработки сталь имеет $\sigma_в \geqslant 60$ кгс/мм^2, $\sigma_{0,2} \geqslant 50$ кгс/мм^2, $\delta \geqslant 20{,}0\%$, $\psi \geqslant 60\%$, $a_н \geqslant 20$ кгс·м/см^2,

При термической обработке стали 04Х25Н5М2 следует иметь в виду, что эта сталь склонна к образованию σ-фазы. Уже при охлаждении на воздухе в структуре поковок появляется σ-фаза, которая даже при содержании 3—5% резко снижает ударную вязкость стали. Восстановление ударной вязкости может быть достигнуто повторной закалкой от 1020° С, однако такая операция не всегда может быть проведена, а часто и нежелательна, так как в детали сложной конфигурации возникают значительные остаточные напряжения и возможны коробления. Поэтому при термической обработке изделий из стали 04Х25Н5М2 приходится прибегать к прерывистой закалке, т. е. начальную стадию охлаждения от 1000 до 650° С (интервал температур образования σ-фазы) проводить в воде, чтобы предотвратить образование σ-фазы, а дальнейшее охлаждение — на воздухе, чтобы уменьшить остаточные напряжения. Время переноса детали из воды на воздух устанавливается, как правило, опытным путем.

Указанное выше преимущество двухфазных аустенитно-ферритных сталей — возможность повышения содержания хрома — способствует тому, что этот класс коррозионно-стойких сталей продолжает развиваться и совершенствоваться. Если учесть, что двухфазные стали обладают более высокой стойкостью против МКК и коррозионного растрескивания, чем аустенитные стали, можно ожидать, что в ближайшее время в этом классе появятся весьма интересные марки стали, обладающие благоприятным сочетанием прочностных, технологических и эксплуатационных свойств.

Термическая обработка сталей мартенситно-ферритного класса 12Х13 и 14Х17Н2. Эти стали применяют в химическом машиностроении для несварных деталей. Наибольшей коррозионной стойкостью они обладают после закалки и высокого отпуска и поэтому применяются в улучшенном состоянии. Сталь 12Х13 закаливают от 1000—1050° С в масле, выдержка при нагреве из расчета 1 мин на 1 мм сечения, но не менее 30 мин. Отпуск проводят при 700—780° С с выдержкой 20 мин + 1 мин на 1 мм толщины.

Изделия из стали 14Х17Н2 подвергают закалке от 975—1040° С, выдержка при толщине сечения до 10 мм 15 мин, при толщине свыше 10 мм 5 мин + 1 мин на 1 мм наибольшего сечения, охлаждение в масле; отпуск при 660—700° С с выдержкой 30 мин + 1 мин на 1 мм толщины.

При необходимости получения высокой прочности отпуск проводят при 275—350° С с выдержкой в течение 2 ч + 1 мин на 1 мм сечения. После такой обработки сталь 14Х17Н2 не приобретает склонности к МКК.

Низкий отпуск не рекомендуется для крепежных изделий и прецизионных пар, так как после него в стали сохраняется некоторое количество остаточного аустенита, превращение которого в мартенсит в процессе эксплуатации может привести к увеличению размеров.

Следует избегать отпуска мартенситно-ферритных сталей в интервале температур 400—500° С в связи с явлением необратимой отпускной хрупкости и в интервале 560—650° С — из-за появления склонности к МКК. Если изделие из стали 14Х17Н2 подвергается сварке, то в зоне термического влияния возникает склонность к МКК. Поэтому сварные изделия из этой стали следует подвергать отпуску при 680—720° С в течение 30 мин + 1 мин на 1 мм толщины.

Термическая обработка сплавов на никелевой основе. В химическом машиностроении применяют никелевые сплавы ХН78Т, ХН65МВ, Н70МФ, поставляемые в закаленном состоянии. Эти сплавы имеют аустенитную структуру и применяются для особо агрессивных сред.

Для деталей и узлов из никелевых сплавов, изготовленных методом холодной или горячей деформации, а также подвергавшихся в процессе изготовления нагреву при температуре выше 500° С, применяют термическую обработку. Для повышения коррозионной стойкости сварные узлы и аппараты из сплавов ХН65МВ и Н70МФ могут подвергаться термической обработке по режиму: нагрев до 1070 ± ± 20° С, выдержка 3—5 мин на 1 мм толщины материала, охлаждение в воде, а из сплава ХН78Т по режиму: нагрев до 1080 ± 20° С, выдержка 2,5—3,0 мин на 1 мм толщины изделия, охлаждение в воде или на воздухе. Иногда для повышения коррозионной стойкости сплава ХН65МВ применяют двукратный отжиг при 1225° С; характерным при этом режиме является то, что увеличение выдержки при однократном отжиге не является равноценным. При проведении такого режима отжига следует строго следить за температурой, так как перегрев на 15—20° С может вызвать оплавление сплава.

Термическая обработка сосудов и аппаратов из двухслойных сталей. В химическом машиностроении применяют двухслойные стали с основным металлом (слоем) из сталей ВСт3, 20К, 16ГС, 09Г2С, 12ХМ и плакирующим слоем из сталей 08Х13, 08Х18Н10Т, 10Х17Н13М3Т, 03Х18Н11, 03Х21Н21М4ГБ, 03Х17Н14М3, железоникелевого сплава 06ХН28МДТ, а также из никелевых сплавов ХН78Т, ХН65МВ, Н70МФ.

Трудности в термической обработке листов и сварных аппаратов из двухслойной стали заключаются в том, что по условиям изготовления и эксплуатации аппаратов из двухслойной стали к основному и плакирующему слоям часто предъявляются несовместимые требования по термической обработке.

Положение усугубляется еще и тем, что до настоящего времени недостаточно изучены распределение остаточных напряжений по сечению двухслойных сталей и их изменение при нагреве. Два примера позволяют наглядно представить себе эти трудности.

Аппарат, изготовленный из двухслойного материала с основной (несущей нагрузку) сталью 12ХМ и плакирующим слоем из стали 08Х18Н10Т, должен по принятым в химическом машиностроении нормам для стали 12ХМ подвергнуться высокому отпуску при 680—710° С, но при такой термической обработке в плакирующем слое возникает склонность к МКК.

Аппарат из двухслойной стали 12ХМ + 10Х17Н13М3Т в случае сварки электрошлаковым способом для основной стали должен подвергнуться нормализации при 950° С, но при этом в сварном шве плакирующего слоя возникает σ-фаза, вызывающая охрупчивание стали и снижение коррозионной стойкости.

При выборе режима термической обработки сосудов и аппаратов из двухслойной стали следует руководствоваться следующими основными положениями:

1) режим термической обработки должен устанавливаться для основного металла (слоя) в соответствии с требованиями нормативно-технической документации (для сталей ВСт3, 20К, 12ХМ, 09Г2С режимы указаны в п. 2);

2) выбранный режим термической обработки основного слоя должен быть проверен в отношении его влияния на коррозионную стойкость плакирующего слоя; при этом имеется в виду, что в состоянии поставки плакирующий слой обладал необходимой коррозионной стойкостью;

3) термическую обработку сварного аппарата из двухслойной стали, например высокий отпуск, можно проводить до наложения последнего коррозионностойкого слоя шва; после термической обработки наплавляется последний коррозионно-стойкий слой. Естественно, что такую термическую обработку можно проводить, убедившись, что плакирующий слой после высокого отпуска не потеряет коррозионную стойкость.

В состоянии поставки двухслойные стали подвергают, как правило, термической обработке.

Листы с плакирующим слоем из аустенитной стали подвергают нормализации при 900—940° С, выдержка 2—3 мин на 1 мм толщины, охлаждение на воздухе; для плакирующего слоя эта обработка по существу является стабилизирующим отжигом, для основного слоя — нормализацией. Реже (для листов толщиной менее 15 мм) проводится закалка от 1025—1050° С; в этом случае для основного слоя следует применять сталь с наследственно мелким зерном.

Двухслойные листы с плакирующим слоем из ферритной стали подвергают нормализации при 900—925° С с последующим высоким отпуском при 650—700° С, что значительно повышает ударную вязкость стали. Для двухслойной стали с основным слоем из низкоуглеродистой стали иногда применяют закалку в воде от 780—800° С. Наиболее целесообразной следует считать ступенчатую термическую обработку по режиму: нагрев до 830—850° С, охлаждение до температуры ниже Ar_1 для стали основного слоя и дальнейшее охлаждение в воде. При такой обработке обеспечивается мелкозернистая структура плакирующего слоя и высокие механические свойства основного и плакирующего слоев, так как ускоренное охлаждение от температуры ниже Ar_1 не вызывает трещин в основном слое и не приводит к охрупчиванию плакирующего слоя.

С учетом указанных положений, термическую обработку сосудов и аппаратов из двухслойных сталей можно проводить по режимам, приведенным ниже.

Аппараты с толщиной стенки до 30 мм из двухслойной стали с плакирующим слоем из стали 08Х18Н10Т можно подвергать отпуску для снятия напряжений при 650° С с выдержкой не более 1 ч. При толщине стенки более 30 мм отпуск следует проводить при 500° С с выдержкой из расчета 3 мин на 1 мм толщины.

Аппараты из двухслойной стали с плакирующим слоем из стали 03Х18Н11 независимо от толщины стенки подвергают отпуску при температурах, определяемых маркой стали основного слоя: для сталей ВСт3, 20К, 16ГС, 09Г2С — при 600—650° С, для сталей 12ХМ, 12МХ, 15ХМ — при 650—680° С. При сварке электрошлаковым способом аппараты можно подвергать нормализации при 920—950° С для углеродистой стали и при 950—980° С для сталей 12ХМ, 12МХ, 15ХМ.

Следовательно, аппараты из двухслойной стали с плакирующим слоем из стали 03Х18Н11 можно применять в средах, вызывающих коррозионное растрескивание, так как их можно подвергать отжигу при 900° С для снятия остаточных напряжений в плакирующем слое.

Сварные аппараты из двухслойной стали с плакирующим слоем из сталей 08Х17Н13М2Т, 10Х17Н13М3Т, 03Х17Н14М3 можно подвергать отпуску при 550° С, который снимает значительную часть остаточных напряжений в основном слое и пики напряжений в плакирующем слое. Повышение температуры отпуска более полно снимает напряжения, но может привести к снижению коррозионной стойкости, и поэтому не рекомендуется.

Термическую обработку сварных аппаратов из двухслойной стали с плакирующим слоем из сплавов 06ХН28МДТ, 03ХН28МДТ и из стали 03Х21Н21М4ГБ можно проводить при 650° С с выдержкой 30 мин для стали 06ХН28МДТ и не более 1 ч для двух других. При необходимости увеличения длительности отпуска (для аппаратов с толщиной стенки более 30 мм) следует предварительно проверить стойкость сварного соединения против МКК после выдержки при 700° С в течение 2—3 ч.

При термической обработке двухслойной стали с основным слоем из стали 16ГС или 09Г2С и плакирующим слоем из сплавов ХН78Т, ХН65МВ, Н70МФ следует иметь в виду, что нагрев указанных сплавов в интервале температур 650—700° С или медленное охлаждение с 1000—1050° С приводит к ухудшению их коррозионной стойкости. Это в сильной степени сужает возможность выбора режима термической обработки таких двухслойных сталей и сварной аппаратуры из них.

Из сказанного ранее о режимах термической обработки сталей 09Г2С и 16ГС, а также никелевых сплавов следует, что не существует совместимых режимов термической обработки этих материалов. В связи с этим единственным режимом термической обработки сварной аппаратуры из двухслойной стали с плакирующим слоем из никелевых сплавов ХН78Т, ХН65МВ и Н70МФ является отпуск при 500° С в течение 3—5 ч для снятия напряжений в основном слое. При этом не происходит изменений свойств плакирующего слоя.

Так как термическая обработка сварной аппаратуры из двухслойной стали с плакирующим слоем из никелевых сплавов с целью улучшения коррозионной стойкости практически не возможна, это накладывает особые требования к качеству металла, используемого для плакирования, и к соблюдению технологического процесса изготовления двухслойной стали и аппаратуры из нее, а также к контролю качества двухслойной стали.

По этой причине в качестве основного слоя двухслойных сталей с плакирующим слоем из никелевых сплавов целесообразно применять сталь 12ХМ или 12МХ, нормализация которой обычно проводится при 980° С. Такую двухслойную сталь можно подвергать нормализации при 1000° С, которая требуется для улучшения коррозионной стойкости плакирующего слоя и не вызывает заметного перегрева стали основного слоя.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Новая** коррозионно-стойкая сталь с азотом для химического машиностроения/М. Б. Шапиро, А. П. Горленко, С. А. Глазкова, Л. П. Колосова. — Химическое и нефтяное машиностроение, 1975, № 4, с. 19—21.
2. **Новая** коррозионно-стойкая сталь повышенной прочности с азотом/М. Б. Шапиро, А. П. Горленко, Н. А. Адугина, Е. И. Шадрухина — Химическое и нефтяное машиностроение, 1977, № 9, с. 26—28.
3. **Шапиро М. Б., Шварц Г. Л.** Влияние термической обработки на коррозионную стойкость стали 1Х18Н9Т — Сталь, 1954, № 5, с. 22—23.
4. **Шапиро М. Б., Злотницкая Л. В.** Снятие напряжений в сварных узлах из аустенитной стали. — Химическое и нефтяное машиностроение, 1967, № 5, с. 27—29

Глава 24

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ПРИБОРОСТРОЕНИИ

Специфика термической обработки в приборостроении заключается в том, что несмотря на весьма низкую долю в трудоемкости изготовления основной продукции (в пределах 0,1—5%), термическая обработка является фактором, во многом определяющим ресурс работы, надежность и точность приборов, и эффективным средством повышения этих параметров.

В приборостроении применяют все основные виды термической обработки, указанные в классификации Комиссии по стандартизации СЭВ (см. гл. III), а также ряд специальных технологических процессов, таких как термомагнитная обработка, старение под напряжением, термоциклирование и т. д., которые обеспечивают деталям высокие служебные характеристики.

Примерный перечень наиболее распространенных деталей приборов и рекомендуемые для них процессы термической обработки приведены в конструкторско-технологическом классификаторе, разработанном ВНИТИприбором (табл. 1).

В соответствии с этим классификатором все детали приборов могут быть условно разделены на три основные группы: детали конструкций, детали с особыми упругими свойствами (пружины, упругие чувствительные элементы), детали с особыми физическими (магнитными) свойствами.

К деталям каждой из этих групп предъявляется определенный комплекс требований, поэтому технология их термической обработки отличается специфическими особенностями, которые подробно рассматриваются ниже.

1. ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ КОНСТРУКЦИЙ ПРИБОРОВ

К деталям конструкций приборов помимо определенных механических свойств предъявляются специальные требования, обусловленные рядом причин.

Во-первых, большинство приборов относится к категории изделий ответственного назначения, поэтому должна быть обеспечена надежная и безотказная работа приборов в течение всего срока службы.

Во-вторых, все приборы относятся к категории изделий высокой точности, поэтому должна быть обеспечена высокая стабильность рабочих параметров и характеристик приборов в течение длительного времени эксплуатации.

В-третьих, учитывая серийность изготовления приборов, должна быть обеспечена строгая воспроизводимость рабочих параметров и идентичность характеристик в каждом приборе серии.

В связи с этим технология изготовления деталей конструкций приборов должна гарантировать следующие характеристики:

1) требуемый уровень механических свойств деталей при условии строгой их идентичности;

2) высокую точность изготовления деталей приборов по геометрическим параметрам;

3) высокое качество поверхности деталей, особенно важное в связи с развитием тенденции миниатюризации приборов;

Таблица 1. Конструкторско-технологический классификатор деталей приборов

Класс	Подкласс	Группа	Применяемые процессы
1. Детали типа осей, втулок, роликов, звездочек, храповиков и других тел вращения	Стали и сплавы на основе железа	—	З, ЗП, ЗИ, О, ОТЖ, СТ, ХТО
	Сплавы цветных металлов	—	ОТЖ, СТ, З
2. Детали типа рычагов, тяг, реек	Стали и сплавы на основе железа	—	З, ЗП, ЗИ, О, СТ, ХТО, ОТЖ
	Сплавы меди, цинка, алюминия	—	З, О, СТ, ОТЖ
3. Детали типа кронштейнов и планг	Стали и сплавы на основе железа	—	З, ЗИ, О, СТ, ХТО
4. Зубчатые колеса	То же	—	З, ЗИ, ЗП, О, СТ, ХТО
	Сплавы цветных металлов	—	З, О, СТ
5. Детали типа призм, подушек, опор	Стали	—	З, ЗИ, ЗП, О
6. Упругие элементы приборов	Углеродистые и низколегированные стали	Винтовые пружины	З, О, ЗИ, ТМО
		Пластинчатые пружины	З, О, ХТО, ТМО
		Трубчатые пружины	З, ЗИ, О, ОТЖ, ТМО
	Высоколегированные стали и сплавы на основе железа и никеля	Винтовые пружины	З, О, ТМО, СТ
		Пластинчатые, трубчатые спиральные пружины, мембраны	З, О, ТМО, СТ
		Сильфоны	З, О, ОТЖ, СТ
	Сплавы на основе меди и никеля	Винтовые пружины	О, СТ
		Пластинчатые и спиральные пружины, мембраны	З, О, СТ
		Трубчатые пружины	З, О, СТ, ТМО
		Сильфоны	ОТЖ, З, СТ
7. Детали из магнитомягких сплавов	Электротехнические стали. Сплавы типа пермаллой	Детали магнитопроводов	ОТЖ
8. Детали из магнитотвердых сплавов	Сплавы на основе системы Fe—Ni—Co—Al—Cu	Магниты	З, О, ОТЖ, ТМ

Примечание. Условное обозначение видов термической обработки: З — закалка; ЗП — закалка поверхностная; ЗИ — закалка изотермическая; О — отпуск; СТ — старение; ХТО — химико-термическая обработка; ТМО — термомагнитная обработка; ОТЖ — отжиг.

4) высокую размерную стабильность деталей конструкций приборов.

В значительной мере выполнение этих требований определяется технологией термической обработки деталей конструкций приборов.

Обеспечение требуемого уровня механических характеристик при соблюдении условий строгой идентичности свойств деталей приборов

Как правило, детали конструкций приборов испытывают в процессе эксплуатации умеренные или незначительные статические и динамические нагрузки, поэтому к применяемым металлическим материалам не предъявляются высокие требования по механическим свойствам (за исключением износостойкости). Выбор марок сталей и сплавов обусловлен конкретными условиями работы детали и учитывает различные конструкторские требования (уровень прочностных характеристик, запас пластичности, необходимость объемного или поверхностного упрочнения, сопротивление коррозии, плотность, газопроницаемость, демпфирующую способность и т. д.).

Для изготовления деталей конструкций приборов широко используют наиболее распространенные низко- и среднеуглеродистые экономнолегированные стали 35, 45, 50, 40Х, 25ХГСА, 30ХГСА, 38Х2МЮА; коррозионно-стойкие стали мартенситного (20Х13, 40Х13), аустенитного (08Х18Н10Т) классов; дисперсионно-твердеющие сплавы типа 36НХТЮ, 36НХТЮМ8; алюминиевые, титановые, магниевые сплавы, бронзы различных марок и другие материалы, часть из которых применяют как в литом (сложные корпусные детали), так и в деформированном состоянии. Основные режимы термической обработки этих сталей и сплавов в приборостроении в принципе не отличаются от рекомендуемых в общем машиностроении — автомобильном, станкостроительном и т. д. для соответствующих требований по механическим свойствам (в частности, для определенных значений твердости; см. ГОСТ 17535—77).

В принципе выполнение требований по обеспечению определенного уровня упрочнения деталей, как правило, не вызывает затруднений, так как для используемых сталей и сплавов технологические режимы термической обработки в достаточной мере отработаны, опробованы и являются, по существу, стандартными. Поскольку для деталей приборов дополнительно предусмотрено сокращение интервала допустимого разброса свойств, выполнение указанных требований усложняется, особенно из-за различного исходного состояния поставляемых материалов, разнотипности используемого термического оборудования и ряда других факторов.

Для обеспечения однородного структурного состояния, изотропных и идентичных свойств деталей технология термической обработки деталей приборов предусматривает выполнение следующих основных требований:

а) обязательность проведения термической обработки для всех без исключения деталей приборов независимо от уровня предъявляемых к ним требований по механическим свойствам (детали неответственного назначения, для которых требования по свойствам специально не регламентированы, подвергают отжигу, нормализации или улучшению для частичного устранения анизотропии свойств, созданной предшествующей деформацией, неоднородности состава, внутренних напряжений, а также для улучшения технологических свойств);

б) сужение интервала допустимого отклонения технологических параметров режимов термической и химико-термической обработки; для большинства операций термической обработки установлено допустимое отклонение от заданной температуры нагрева в пределах $\pm 10 \div 15°$ С, что вызывает необходимость применения специального термического оборудования, позволяющего поддерживать режим с заданной точностью; также строго регламентируются продолжительность выдержки и межоперационных пауз, условия охлаждения и другие параметры термической и химико-термической обработки;

в) строгий контроль структурного состояния и (или) свойств деталей после термической и химико-термической обработки непосредственно на деталях; в конструкторской документации предусматривается и оговаривается участок детали, на котором могут быть произведены соответствующие измерения; в тех случаях, когда это невозможно, предусматривается контроль на образцах-свидетелях.

Обеспечение высокой точности изготовления деталей приборов по геометрическим параметрам

Типовой технологический процесс изготовления высокоточных деталей приборов (ГОСТ 17535—77) предусматривает проведение упрочняющей термической обработки главным образом на заключительных этапах, когда припуски на финишную механическую обработку минимальны и притом оставлены на самые точные и важные размеры, поэтому возникает ряд дополнительных технологических трудностей. В результате термической и химико-термической обработки, как правило, изменяются удельный объем металла и, следовательно, размеры деталей. Знак и величину этих изменений, зависящих от материала, вида термической и химико-термической обработки, устанавливают экспериментально для каждой детали и учитывают при назначении межоперационных припусков.

Кроме того, упрочняющая термическая обработка, как правило, сопровождается также изменением формы деталей (короблением и поводкой), что обусловлено неблагоприятным сочетанием чисто термических напряжений (при неравномерном тепловом расширении или сжатии) и напряжений, связанных с неравномерным протеканием фазовых и внутрифазовых превращений. Величина деформации зависит от конфигурации и размеров деталей, вида применяемой термической обработки, а также в значительной степени от используемого материала и его исходного структурного состояния. Более всего подвержены короблению детали одномерной и двухмерной формы, имеющие резкую разнотолщинность и изготовленные из сталей и сплавов, отличающихся сильным разупрочнением и низкой релаксационной стойкостью при температурах термической обработки, высоким температурным коэффициентом линейного расширения, низким коэффициентом теплопроводности, малыми значениями модуля упругости, структурной неоднородностью.

В связи с этим в целях предотвращения и уменьшения поводки и деформации деталей в технологии термической обработки деталей приборов предусматриваются следующие мероприятия:

а) уменьшение температурных градиентов по сечению детали введением подогревов, снижением в допустимых пределах температуры закалки, повышением температуры охлаждающей среды и уменьшением скорости охлаждения, путем применения ступенчатой закалки и др.;

б) применение методов термической и химико-термической обработки, использующих фазовые и внутрифазовые превращения, характеризующиеся меньшим объемным эффектом (изотермической закалки сталей, ступенчатого старения дисперсионно-твердеющих сплавов, карбонитрации, низкотемпературного азотирования в газовых и жидких средах и других процессов);

в) проведение для высокоточных деталей наиболее сложной формы подготовки структуры перед окончательной термической обработкой (устранение структурной неоднородности, измельчение зерна, сфероидизация карбидной фазы и т. д.), с целью дополнительного уменьшения объемного эффекта фазовых превращений при последующей упрочняющей термической обработке;

г) использование различных специальных приспособлений для жесткой фиксации формы деталей в процессе термической обработки; для деталей сложной формы приспособления используются на всех операциях термической обработки, поскольку после закалки с жесткой фиксацией формы в деталях сохраняются высокие остаточные напряжения и при свободном отпуске благодаря понижению предела текучести в наиболее напряженных участках сечения протекает пластическая деформация, что нарушает равновесие моментов внутренних сил [13] и ведет к поводке деталей; в ряде случаев (для деталей более простой формы) бывает достаточно зафиксировать их форму при охлаждении в процессе закалки (закалка между массивными плитами, закалка в штампах) или при отпуске (старении).

В заключение следует отметить, что и в том случае, когда удается предотвратить деформацию деталей в процессе термической обработки, потенциальная опасность поводки и коробления деталей не устраняется полностью: при сохранении в металле высоких остаточных напряжений их равновесие в массе металла может быть нарушено при последующей механической обработке, что и приведет к формоизменению. Это обстоятельство учитывается, и поэтому предусматриваются межоперационные припуски также для самых финишных операций механической обработки.

Обеспечение высокого качества поверхности деталей приборов

В последние годы в связи с развитием тенденции миниатюризации высокоточных приборов возникла проблема получения высоких эксплуатационных характеристик, равномерного упрочнения всего объема металла — как поверхностных слоев, так и сердцевины; кроме того, возросли требования к качеству поверхности деталей. При уменьшении размеров деталей поверхностные слои и дефекты поверхности оказываются по протяженности соизмеримыми с сечением детали, и влияние состояния поверхности усиливается [12].

Ниже рассмотрены наиболее часто встречающиеся дефекты поверхности деталей приборов и способы их предотвращения или устранения.

Разупрочнение поверхностного слоя. Наиболее часто разупрочнение происходит из-за обезуглероживания поверхности стальных деталей. Показано, что уже при толщине обезуглероженного слоя всего несколько десятков микрометров значительно снижается усталостная прочность при всех уровнях напряжений, усиливается релаксация напряжений [12].

В дисперсионно-твердеющих сплавах в результате избирательного окисления или за счет испарения отдельных компонентов при нагреве в высоком вакууме уменьшается пересыщение твердого раствора и, следовательно, эффект дисперсионного твердения.

Уменьшение коррозионной стойкости поверхностного слоя. Этот поверхностный дефект наблюдается у деталей, изготовленных из высокохромистых коррозионно-стойких сталей, содержащих хром на нижнем пределе ($\leqslant 12\%$). При термической обработке таких деталей в окислительной атмосфере или в высоком вакууме концентрация хрома (отличающегося весьма высокой упругостью паров) в поверхностных слоях металла может уменьшиться ниже предела, необходимого для обеспечения коррозионной стойкости.

Изменение фазового состава в поверхностном слое. Для ряда сталей аустенитного класса изменение химического состава в поверхностном слое может сопровождаться повышением температуры начала мартенситного превращения и, следовательно, частичным протеканием последнего уже при охлаждении до комнатных температур. Появление в поверхностном слое ферромагнитной структурной составляющей увеличивает его магнитную восприимчивость и, естественно, изменяет магнитные характеристики миниатюрной детали в целом, что в ряде приборов недопустимо. Такие изменения происходят, например, при термической обработке в вакууме ($\sim 10^{-2}$ мм рт. ст.) деталей из немагнитного сплава 36НХТЮ, в котором положение температуры начала мартенситного превращения сильно зависит от концентрации хрома.

Возникновение растягивающих остаточных напряжений в поверхностном слое. В результате обезуглероживания поверхностного слоя или обеднения его другими компонентами после проведения термической обработки в нем возникают высокие растягивающие остаточные напряжения, обусловленные различием температурных коэффициентов линейного расширения и объемных эффектов при протекании фазовых превращений в измененном поверхностном слое и в сердцевине детали [12]. В таких условиях в поверхностном слое детали при действии даже незначительного внешнего растягивающего напряжения может возникнуть пластическая деформация. Остаточные растягивающие напряжения в поверхностном слое снижают прочность при циклическом нагружении.

Появление концентраторов напряжений в поверхностном слое. Они возникают при сильном окислении поверхности детали вследствие влияния самой окалины, шероховатости поверхности, образующейся при этом, окисления границ зерен, расположенных у поверхности. По своему ослабляющему действию эти концентраторы эквивалентны устойчивой усталостной трещине по Гриффитсу.

Необходимо отметить, что и в том случае, когда удается предотвратить нежелательное изменение химического состава поверхностного слоя, особенности протекания структурных превращений в этом слое детали, как правило, не позволяют обеспечить в нем структурное состояние, аналогичное получаемому в сердцевине детали и, следовательно, выполнить условие равнопрочности всего сечения.

Дело в том, что у поверхности металла существенно облегчено образование равновесных зародышей новой фазы, особенно если оно сопряжено с заметной упругой или пластической деформацией матричной решетки твердого раствора, окружающего зародыш; очевидно, что по этой же причине и вероятность образования зародышей в поверхностных слоях значительно выше. Кроме того, поверхностные слои металла характеризуются более высокой плотностью вакансий, и поэтому диффузионные процессы здесь протекают с большей скоростью, чем в сердцевине.

Различия термодинамических и кинетических условий протекания структурных превращений в поверхностном слое и сердцевине металла еще более усиливаются, если металл перед термической обработкой был подвергнут холодной пластической деформации: вследствие неоднородности пластической деформации (например, при прокатке листовых заготовок) поверхностные слои металла характеризуются более высокой плотностью дислокаций.

Все эти факторы определяют специфику формирования структурного состояния в поверхностном слое в процессе термической обработки деталей, изготовленных практически из всех сталей и сплавов. Однако наибольшей неоднородностью упрочнения по объему отличаются дисперсионно-твердеющие сплавы, в поверхностных слоях которых наблюдается резкая интенсификация процессов распада пересыщенного твердого раствора; в результате максимум упрочнения на периферии детали достигается за более короткое время (когда в центральных зонах наблюдается максимум упрочнения — в поверхностных слоях уже начинается процесс коагуляции избыточной фазы и наступает разупрочнение) [1].

Естественно, что наибольшую опасность все отмеченные изменения структурного состояния и свойств поверхностного слоя представляют в том случае, если они происходят при операциях упрочняющей или стабилизирующей термической обработки на заключительных стадиях технологического процесса изготовления деталей приборов.

Технологическая задача получения равнопрочного структурного состояния и требуемого комплекса свойств по всему сечению миниатюрной детали решается в принципе по двум направлениям:

1) обеспечение неизменности химического состава поверхностного слоя деталей;

2) удаление дефектного поверхностного слоя деталей.

В соответствии с первым направлением в целях предотвращения окисления поверхности деталей, выгорания или испарения из поверхностного слоя отдельных компонентов в технологии термической обработки деталей приборов предусматриваются следующие мероприятия:

а) применение методов скоростного нагрева (индукционный, плазменный, импульсный и т. д.), которые обеспечивают сокращение не только времени нагрева, но и времени выдержки за счет некоторого допустимого в таких случаях превышения стандартной температуры нагрева;

б) применение методов безокислительного нагрева при проведении окончательной термической обработки: использование тщательно раскисленных соляных ванн, установок для нагрева в кипящем слое инертного материала, различных защитных атмосфер в печном и контейнерном вариантах, вакуумных печей и устройств; следует отметить, что стали и сплавы содержащие элементы, обладающие высокой упругостью паров (например, хром, молибден, алюминий, другие легкоплавкие компоненты), во избежание изменения структурного состояния и свойств поверхностного слоя или всей миниатюрной детали нельзя подвергать

при термической обработке нагреву в высоком вакууме; для них предпочтительнее нагрев в нейтральной защитной атмосфере.

Поскольку различие в структурном состоянии поверхностного слоя и сердцевины детали после упрочняющей термической обработки неизбежно, в тех случаях, когда оно особенно велико или недопустимо, необходимо предусмотреть в качестве окончательной операции технологического процесса применение методов электрохимической обработки деталей с целью удаления дефектных поверхностных слоев [12].

Обеспечение высокой размерной стабильности деталей приборов

Обеспечение неизменности размеров деталей и стабильности рабочих параметров и характеристик высокоточных приборов в условиях длительной эксплуатации или хранения приборов представляет собой сложную технологическую задачу.

Анализ причин размерной нестабильности деталей приборов показал [14], что изменение размеров деталей в процессе эксплуатации приборов или длительного их хранения в принципе вызвано нестабильностью фазового состава и структурного состояния сталей и сплавов после окончательной термической и механической обработки деталей, причем самопроизвольный переход к более стабильному фазовому составу или структурному и напряженному состоянию дополнительно стимулируется эксплуатационными и остаточными напряжениями, возникшими в деталях в процессе различных технологических операций. На практике размерная нестабильность изделий является результатом протекания релаксации конструкционных (эксплуатационных) и остаточных напряжений, причем эти процессы особенно интенсивно развиваются в сплавах с метастабильным фазовым и структурным состоянием, а наименее интенсивно — в сплавах со стабильной структурой, в том числе и дислокационной, для которых характерно высокое сопротивление малым пластическим деформациям (последнее обстоятельство позволяет оценивать степень размерной стабильности металлов и сплавов показателями сопротивления микропластическим деформациям).

Проблема обеспечения размерной стабильности деталей приборов в настоящее время решается комплексно. Часть необходимых требований учитывается на стадии конструкторской разработки при выборе материала деталей и конструктивных решений. При этом принимаются во внимание характеристики размерной стабильности сталей и сплавов и практические рекомендации [14], соотношение коэффициентов термического линейного расширения и теплопроводности для контактирующих, а также для жестко зафиксированных деталей, температурные условия эксплуатации и хранения приборов, возможность их термостатирования и другие факторы.

В свою очередь, выполнение требований максимальной стабилизации фазового состава, структурного состояния, дислокационной структуры, уменьшения остаточных напряжений обеспечивается выбором эффективных режимов термической, термомеханической, химико-термической обработки и наиболее рациональным расположением отдельных операций термической обработки в общем технологическом цикле изготовления деталей.

Обеспечение стабильного фазового состава сталей и сплавов. Наименьшей стабильностью отличается фазовый состав сталей, упрочняемых мартенситным превращением, в которых диффузионные процессы перемещения атомов углерода с выделением карбидов вызывают уменьшение размеров деталей, а распад остаточного аустенита — их увеличение.

Если прибор будет эксплуатироваться в климатическом интервале температур, то проблема стабилизации деталей из закаленной на мартенсит стали в принципе решена: с этой целью достаточно провести после закалки 2—4-часовой отпуск при 150° С. Для эксплуатации при повышенных температурах мартенситную структуру стабилизируют путем отпуска, температура которого на 50—100° С превышает эксплуатационную [11].

Однако основная причина нарушения геометрии изделий из закаленной на высокую твердость стали — превращение остаточного аустенита [11]. Отпуск

при 150° С, стабилизирующий мартенсит, малоэффективен для дестабилизации остаточного аустенита, поскольку начало интенсивного распада остаточного аустенита наблюдается только при нагреве до 200° С и выше. В тех случаях, когда снижение твердости детали недопустимо, основной способ уменьшения количества остаточного аустенита—обработка холодом. Хорошие результаты дает также сочетание обработки холодом с продолжительным низким отпуском, особенно если такую обработку повторять несколько раз. В результате образуется относительно более устойчивая структура мартенсита с минимальным количеством остаточного аустенита, также хорошо стабилизированного [14].

Обеспечение стабильного структурного состояния сталей и сплавов. Металл отливок отличается повышенной микро- и макронеоднородностью строения. Такой металл, кроме того, содержит многочисленные крупные и мелкие поры, неметаллические включения и грубозернист, что ослабляет его и создает условия для неоднородного и неодновременного протекания пластической деформации, снижает показатели сопротивления микро- и макропластической деформации, понижает релаксационную стойкость [14]. В связи с этим проблема обеспечения высокой размерной стабильности ответственных литых деталей высокоточных приборов представляет собой сложную технологическую задачу.

Для измельчения структуры (включая размеры зерен и частиц избыточных фаз) и повышения ее однородности проводят предварительную термическую обработку стальных отливок: для доэвтектоидных сталей — трехкратный отжиг при постепенно понижающихся температурах, двойную нормализацию или высокотемпературную нормализацию с последующим улучшением [14], для высокохромистых сталей (типа 20Х13Л) — высокотемпературный отжиг с регламентированными условиями нагрева и охлаждения.

Проведение предварительной термической обработки позволяет устранить крупнозернистость структуры литой стали, ее структурную неоднородность, внутризеренную текстуру, ликвидировать сетку феррита в доэвтектоидной стали, уменьшить количество и изменить характер распределения неметаллических включений и тем самым значительно повысить пластичность и вязкость, а также характеристики размерной стабильности литых деталей при последующем термическом улучшении.

Обеспечение стабильной дислокационной структуры и минимальных внутренних напряжений. Упрочненный металл имеет в структуре значительные скопления дислокаций, образующих дальнодействующие поля напряжений, отличается большим уровнем микронапряжений и пониженным сопротивлением микропластическим деформациям, особенно если в структуре присутствует значительное количество легкоподвижных дислокаций [14]. Таким образом, очевидно, что характер дислокационной структуры, уровень микронапряжений и сопротивление микропластическим деформациям являются факторами, взаимосвязанными и взаимно обусловливающими друг друга. В связи с этим стабилизация дислокационной структуры металлов и сплавов должна сопровождаться уменьшением остаточных напряжений, повышением показателей сопротивления микропластическим деформациям и релаксационной стойкости и, в конечном счете, приводить к увеличению размерной стабильности деталей.

Характер дислокационной структуры в различных сталях и сплавах зависит от их состава, определяющего энергию дефекта упаковки, и вида реализуемого механизма упрочнения, поэтому способы ее стабилизации разнообразны. Наиболее эффективными путями стабилизации дислокационной структуры являются применение термоциклирования, релаксационной обработки и дорекристаллизационного отжига.

Термоциклическая обработка. Для металлов и сплавов термоциклическая обработка заключается в многократном (обычно 3—5-кратном) повторении определенного цикла теплосмен. Один цикл теплосмен включает охлаждение деталей до отрицательных (—70 ÷ —196° С) температур и затем нагрев их до комнатной или более высоких температур. Температурный режим цикла, величина интервала между верхней и нижней температурами цикла зависят от индивидуальных особенностей сплавов, в частности, от соотношения температурных коэффициентов линейного расширения присутствующих в них фаз, от уровня анизотропии их теплового расширения [14]. Дело в том, что термоциклическая обработка только

тогда понижает внутренние напряжения и способствует формированию стабильной дислокационной структуры, когда микронапряжения, возникающие при изменении температуры сплавов, превышают предел текучести и вызывают протекание микропластических деформаций. В этом случае при последующем нагреве происходят процессы возврата, в результате которых уровень микронапряжений уменьшается, а дислокационная структура стабилизируется. Следовательно, термоциклическая обработка как способ стабилизации дислокационной структуры эффективна главным образом для тех сплавов, где присутствуют фазы с резко различными температурными коэффициентами линейного расширения (особенно, если объемная доля частиц второй фазы велика) или для металлов и сплавов с гексагональной решеткой, для которых характерна высокая анизотропия теплового расширения зерен (Zn, Be, Cd, Mg). Для технологии термоциклической обработки существенно, что эффективность такой обработки практически не зависит от скорости теплосмен, от длительности изотермической выдержки при температурах нагрева и охлаждения. Наиболее распространенный режим термоциклической обработки, применяющийся для литейных алюминиевых сплавов, приведен ниже (см. стр. 693).

Релаксационная обработка. Такая обработка представляет собой разновидность термомеханической обработки, в которой нагрев и деформационное воздействие совмещены в одной операции. При этом уровень действующих напряжений и температура нагрева должны быть таковы, чтобы в металле параллельно с развитием микропластических деформаций, снижающих уровень микронапряжений, могли идти процессы отпуска или возврата. В этом случае перераспределение дислокаций ведет к формированию более стабильной дислокационной структуры, к уменьшению внутренних напряжений, а следовательно, и к возрастанию предела упругости и релаксационной стойкости. Существенно, что сопротивление микропластическим деформациям возрастает только тогда, когда направление деформации при предварительном нагружении совпадает с направлением деформации при последующем испытании или эксплуатации [14]. В противном случае указанные характеристики имеют значения ниже исходных. Такая анизотропия сопротивления микропластическим деформациям свидетельствует об образовании в процессе релаксационной обработки ориентированной дислокационной структуры, получившей название текстура дислокаций. Поэтому релаксационная обработка весьма перспективна как средство повышения размерной стабильности высокоточных деталей приборов, работающих преимущественно в условиях статического нагружения при комнатной и повышенных температурах.

Принципы оптимизации параметров релаксационной обработки для различных сталей и сплавов в основном совпадают, однако выбор величины действующего напряжения, температуры нагрева, длительности процесса, предварительной термической обработки, условий нагружения во многом зависит от индивидуальных особенностей материала и от характера реализуемого в нем механизма упрочнения. Установлено, что релаксационная обработка является перспективным способом повышения структурной стабильности углеродистой стали [5], а также ряда дисперсионно-твердеющих сплавов [10]. Например, проведение релаксационной обработки на стали 50ХФА после стандартной закалки и отпуска при 200° С — нагружение при 250—300° С до напряжения, равного $\sigma_{0,005}$, — позволило повысить предел упругости на 20—30% (по данным Г. А. Мелковой). Применение программного нагружения при 150—250° С способствовало повышению предела упругости бериллиевой бронзы почти на 50% и увеличению релаксационной стойкости при статическом нагружении в 4 раза (по данным Ю. А. Каплуна).

Дорекристаллизационный отжиг. Отжиг этого вида заключается в нагреве деформированного металла до температуры, не превышающей температуру рекристаллизации, ведет к перераспределению дислокаций внутри скоплений по типу полигонизации и сопровождается часто образованием сегрегаций на дефектах. В результате этого процесса дислокации образуют стабильные конфигурации, что сопровождается уменьшением искажений кристаллической решетки и повышением сопротивления деформированию. Целям обеспечения высокой размерной стабильности материала отвечает лишь такой отжиг, в ходе которого стабилизация дислокационной структуры не сопровождается значительным уменьшением

плотности несовершенств, что и обусловливает максимальные показатели сопротивления микропластическим деформациям [14]. Так, например, оптимальный режим дорекристаллизационного отжига для оловянно-фосфористых бронз: температура 185—200° С, выдержка 1 ч, для латуней — температура 200—250° С, выдержка 1 ч.

Сказанное выше относится не только к деталям приборов, изготовляемым из холоднодеформированного металла. Необходимо также учесть, что пластически деформированный наклепанный слой возникает на поверхности деталей из любых сплавов в результате механической обработки. Такой поверхностный слой также может явиться причиной размерной нестабильности изделий, особенно миниатюрных или тонкостенных, поэтому применение дорекристаллизационного отжига в качестве стабилизирующей обработки является эффективной мерой повышения размерной стабильности большого числа деталей приборов.

Типовые технологические процессы изготовления деталей конструкций приборов

Вид и число операций термической обработки (в том числе и стабилизирующих), а также их распределение на различных стадиях технологического процесса изготовления детали определяется в первую очередь из условий обеспечения необходимого комплекса физико-механических свойств и зависит от требуемой степени постоянства размеров и точности изготовления деталей. В соответствии с ГОСТ 17535—77 детали подразделяют на три категории (табл. 2).

Таблица 2. Категории геометрической точности деталей приборов

Категория * детали	Постоянство размеров детали в заданных условиях, %	Точность отклонения формы и взаимного расположения главных поверхностей, мм
1	≥0,0050	≥0,050
2	0,0002—0,0050	0,005—0,050
3	≤0,0002	≤0,005

* Категория детали может быть уточнена в зависимости от толщины стенки.

Построение технологического процесса изготовления деталей приборов зависит также от вида применяемой заготовки. В табл. 3 и 4 приведены типовые технологические процессы изготовления деталей приборов всех трех категорий из литейных и деформируемых сплавов.

Рекомендуемые режимы упрочняющей и стабилизирующей термической обработки для основных конструкционных материалов, используемых в приборостроении, приведены в ГОСТ 17535—77. В табл. 5 в качестве примера даны режимы термической обработки деталей приборов всех трех категорий, изготовляемых из некоторых широко распространенных литейных и деформируемых сталей и сплавов.

Таблица 3. Типовые технологические процессы для высокоточных деталей из литейных сталей и сплавов (по ГОСТ 17535—77)

Последовательность операций	Для стальных отливок			Для отливок из алюминиевых и магниевых сплавов		
	Категория деталей			Категория деталей		
	1	2	3	1	2	3
1	Получение отливки					
2	Термическая обработка по режиму 1					
3	Предварительная механическая обработка с оставлением припуска до 2,0 мм на сторону			Механическая обработка с оставлением припуска до 0,5 мм на сторону для более точных размеров	Предварительная механическая обработка с оставлением припуска до 2,0 мм	
4	Термическая обработка по режиму 2			Отделочная операция	Термическая обработка по режиму 2	
5	Механическая обработка с оставлением припуска 0,5 мм на сторону для наиболее точных размеров			Окончательная механическая обработка	Механическая обработка с оставлением припуска до 0,5 мм на сторону для наиболее точных размеров	
6	Отделочная операция	Термическая обработка по режиму 3		—	Отделочная операция	Термическая обработка по режиму 3
7	Окончательная механическая обработка	Отделочная операция		—	Окончательная механическая обработка	Отделочная операция
8	—	Окончательная механическая обработка		—	—	Окончательная механическая обработка
9	—	—	Термическая обработка по режиму 4	—	—	Термическая обработка по режиму 4

Таблица 4. Типовые технологические процессы для высокоточных деталей из деформируемых сплавов (ГОСТ 17535—77)

Последовательность операций	Категория деталей		
	1	2	3
1	Получение заготовки		
2	Предварительная механическая обработка резанием с оставлением припуска до 2,0 мм на сторону		
3	Термическая обработка по режиму 1		
4	Механическая обработка с оставлением припуска до 0,5 мм на сторону для наиболее точных размеров		
5	Отделочная операция	Термическая обработка по режиму 2	
6	Окончательная механическая обработка резанием	Отделочная операция	
7	—	Окончательная механическая обработка резанием	
8	—	—	Термическая обработка по режиму 3

Таблица 5. Режимы термической обработки деталей из литейных и деформируемых сплавов (ГОСТ 17535—77)

Марка стали или сплава	Твердость *HRC* или состояние материала	Режим 1				Режим 2			Режим 3				Режим 4			
		Термическая операция	Температура нагрева, °С	Выдержка, ч	Среда охлаждения	Термическая операция	Температура нагрева, °С	Выдержка, ч	Среда охлаждения	Термическая операция	Температура, °С	Выдержка, ч	Среда охлаждения	Термическая операция	Температура нагрева, °С	Выдержка, ч	Среда охлаждения
АЛ2	Т2	Отжиг	270—290	3—5	Воздух	Отжиг	270—290	6—10	В печи до 150° С, далее на воздухе	ТЦО (последовательно 3 раза): охлаждение	—40÷—190	0,5—1,0	Воздух или жидкость	Стабилизирующее старение	115—125	3—5	Воздух
АЛ9	Т7	Закалка	530—540	4—6	Вода, нагретая от 70 до 90° С	Стабилизирующее старение	200—220	3—6	Воздух	нагрев	80—150	1—2	То же. При третьем цикле воздух				
		Старение	220—235	3—4	Воздух												
35Л, 50Л	—	Нормализация	850—870	3—4	Защитная атмосфера	Отжиг	620—640	3—4	В печи от +200 до +250° С, далее на воздухе	Отжиг	500—550	5—6	В печи от +200 до +250° С, далее на воздухе	То же	160—170	8—10	Воздух
		Высокий отпуск	640—660	5—6	В печи до +300° С, далее на воздухе												
Д1, Д16	Т1	Закалка	490—500	—	Вода, нагретая от 70 до 90° С	Стабилизирующее старение	185—195	5—6	Воздух	Стабилизирующее старение	115—125	8—10	Воздух	—			
		Старение	185—195	6—12	Воздух												
45	45 ... 50	Отжиг	490—510	4—5	Воздух	Закалка	830—850	—	Вода или масло	Стабилизирующее старение	160—170	8—10	Воздух	—			
						Отпуск	200—250	3—5	Воздух								
20Х13	26 ... 32	Закалка	980—1020	—	Воздух или масло	Отжиг	330—370	8—10	В печи до +150° С, далее на воздухе	То же	160—170	8—10	Воздух	—			
		Высокий отпуск	550—600	1,5—2,0	Воздух												

2. ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИБОРОВ

Упругие элементы в приборах играют самую разнообразную роль: их применяют как датчики (мембраны, сильфоны), как силовые — создающие и воспринимающие определенные усилия, как силовые и одиовременно токоведущие — например, контактные пружины, как демпферы, гасящие возникающие вибрации и др. Во многих случаях из-за общей тенденции к миниатюризации приборов упругие элемеиты приобретают все уменьшающиеся размеры с массой до нескольких грамм или даже миллиграмм и поэтому соответственно возрастают и действующие в них напряжения, что требует достижения все большего и большего уровня упрочнения.

Упругие элементы работают в самых различных условиях: при иизких или сверхнизких температурах, при нагреве, при воздействии коррозионно-активных сред, при воздействии магиитных полей и т. п. Для материалов упругих элемеитов помимо обычного комплекса механических свойств важны специфические свойства (высокое сопротивление малым пластическим деформациям в условиях кратковременного статического нагружения, характеризуемое пределом упругости или, менее точно, пределом пропорциональности, высокое сопротивление малым пластическим деформациям в условиях длительиого статического и циклического нагружения при различных температурах и в разных средах, коррозионная стойкость, немагиитность, низкая или высокая электропроводность, высокий или иизкий модуль упругости, низкий температурный коэффициент модуля упругости, малая ТЭДС в паре с медью и т. п.).

Число типов пружин и применяемых материалов настолько велико, что описать техиологию упрочняющей термической обработки даже отдельных их типов невозможио. В связи с этим технологию термической обработки целесообразно рассмотреть по отдельным ее операциям, а также по классам используемых материалов с учетом основных типов упругих элементов.

Термическая обработка упругих элементов из углеродистых и низко- и среднелегированных сталей

Низкий отпуск. Этому виду термической обработки подвергают главным образом одножильные или многожильные винтовые цилиндрические пружины растяжения, кручения или сжатия, работающие в условиях статического или циклического нагружения при температуре до 100° С и в отсутствии коррозионного воздействия, изготовляемые из патентированной проволоки, обычно I и II классов (ГОСТ 9389—75). В процессе этого отпуска уменьшаются микро- и зональные внутренние напряжения, стабилизируется субструктура и образуются частицы дисперсных карбидов из атомов углерода, перешедших из цементита в процессе пластической деформации к дислокациям. В итоге этих изменений структурного и напряженного состояния особенно сильно (почти вдвое) возрастают предел упругости и релаксационная стойкость, но несколько меньше (примерно на 10%) усталостная прочность (рис. 1—3).

Процессы, происходящие при отпуске стали, являются термически активируемыми, поэтому для достижения максимума того или иного свойства пружин отпуск может проводиться при сниженной температуре, но более продолжительное время, или при повышенной, но более кратковременно.

Для пружин из стали I и II классов (ГОСТ 9389—75) рекомендуются следующие режимы отпуска, проводимого после навивки или гибки: нагрев при 175° С 2 ч или при 220—300° С 1 ч, или при 350° С 15 мин в электрических печах, в масляных или соляных ваннах. Для пружин (плоских спиральных или относительно слабо изогнутых, изготовляемых из термически обработанной ленты, отвечающей группам прочности 1П, 2П, 3П) после их вырубки для снятия внутренних напряжений, а также для дополнительного распада остаточного аустенита, который может сохраняться в структуре исходной ленты, проводят отпуск при 240—250° С, 1 ч. Нагрев при отпуске проводят в электрических печах в воздушной среде с тем, чтобы по плоскостям, по которым проводился срез при вырубке, прошла колоризация, которая несколько улучшает коррозионную стойкость пружин.

Низкий отпуск (при 200° С, 2—12 ч) [1] применяют после нанесения гальванических покрытий — хромирования, кадмирования или цинкования с целью уменьшения опасности охрупчивания, особенно в условиях длительного нагружения (замедленное разрушение) за счет наводороживания. Такой отпуск лучше проводить в условиях вакуума 10^{-2} мм рт. ст.

Закалка и отпуск. Наиболее часто применяется для упрочнения цилиндрических или спиральных пружин, изготовляемых из предварительно закаленной и отпущенной проволоки диаметром 1,2—5 мм из сталей 68ГА, 65ГА, 68А (табл. 6). Конечно, пружины из подобной проволоки не обладают столь высокой прочностью, как пружины из патентированной, особенно если диаметр проволоки для пружин не превышает 2—3 мм. Однако и при большем диаметре проволоки патентированная сталь и по прочности и по ограниченной выносливости и по меньшей склонности к хрупкому разрушению превосходит закаленную и отпущенную. Вместе с тем при равной прочности последняя превосходит патентированную по величине предела упругости и релаксационной стойкости в области климатических температур. После навивки пружин из термически обработанной проволоки, как и из патентированной, необходим низкий отпуск при 200—300° С для снятия возникших остаточных напряжений.

Пружины сложной конфигурации изготовляют из холоднокатаных или отожженных лент или проволок. Горячекатаная сталь в виде прутков или полосы в приборостроении используется редко. Чаще пружины изготовляют из сталей углеродистых коиструкционных (сталь 85), в том числе и с повышенным содержанием марганца (50Г, 60Г и 65Г), инструментальных (У7—У12; У7А—У12А) и рессорно-пружинных 60С2А, 50ХФА, 65С2ВА и 70С2ХА (ГОСТ 14959—79).

В табл. 7 представлены рекомендуемые ГОСТ режимы термической обработки пружинных сталей и типичные свойства, получаемые на этих сталях.

[1] Продолжительность выдержки зависит от типа покрытий — 2 ч после хромирования и 12 ч после хлороаммонийного кадмирования [6]

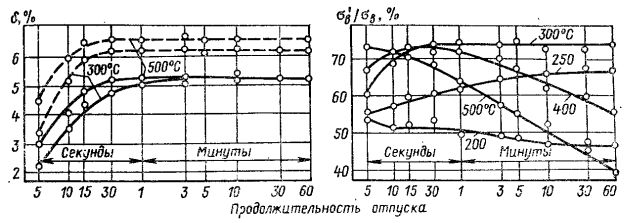


Рис. 1. Изменение относительного удлинения δ и отношения напряженнй разрыва проволоки с узлом $\sigma_в$ и без узла $\sigma_в$ для проволоки диаметром 0,5 мм из стали У8А, протянутой с суммарными деформациями 90 (——) и 70% (— — — —) в зависимости от температуры и продолжительности отпуска (В. Я. Зубов и Л. А. Красильников)

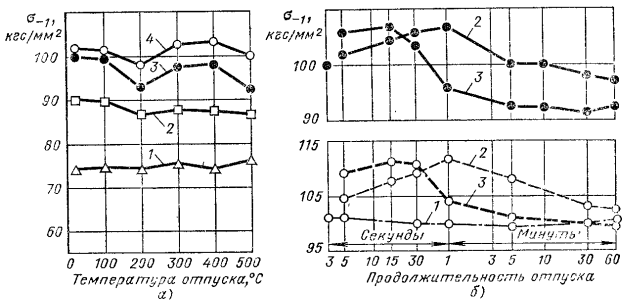


Рис. 2. Влияние отпуска на усталостную прочность проволоки диаметром 0,5 мм из стали У8А:

а — влияние температуры отпуска при степени обжатия 30% (*1*), 50% (*2*), 70% (*3*) и 90 % (*4*); *б* — влияние продолжительности отпуска при температурах 200° С (*1*), 300° С (*2*) и 500° С (*3*); степень обжатия 70% (— — —) и 90% (———) (В. Я. Зубов, Л. А. Красильников)

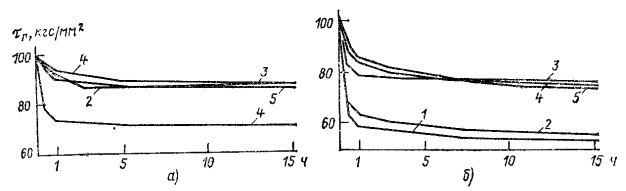


Рис. 3. Влияние температуры отпуска на релаксационную стойкость проволоки из стали У8А при температурах испытания 150° С (*а*) и 250° С (*б*):

1 — без отпуска; *2* — отпуск при 200° С; *3* — при 300° С; *4* — при 400° С; *5* — при 500° С

Таблица 6. Характеристики механических свойств проволоки (ГОСТ 1071—67)

Диаметр, мм	$\sigma_в$, кгс/мм², не менее	Число перегибов на 180° для проволоки		Диаметр, мм	$\sigma_в$, кгс/мм², не менее	Число перегибов на 180° для проволоки	
		I класса	II класса			I класса	II класса
		Не менее				Не менее	
Диаметр валиков 10 мм				Диаметр валиков 20 мм			
1,20	180	10	9	3,00	160	8	7
1,40	175	8	7	3,20	160	8	7
1,60	175	7	6	3,40	160	8	7
1,80	170	7	6	3,50	150	7	6
2,00	170	6	5	3,60	150	7	6
2,30	165	5	4	3,75	145	7	6
2,50	165	4	3	4,00	145	6	5
2,75	160	4	3	5,00	135	3	5

Примечание. Число скручиваний для проволоки I класса равно 10, для проволоки II класса — 8.

Таблица 7. Режимы термической обработки и механические свойства (минимальные) рессорно-пружинной стали (по ГОСТ 14959—79)

Марка стали	Критические точки, °С		Режимы термической обработки			$\sigma_{0,2}$	$\sigma_в$	δ_5	ψ
	Ас	Ac_3	$t_{зак}$, °С	Закалочная среда	$t_{отп}$, °С	кгс/мм²		%	
65	727	782	840	Масло	470	80	100	10	35
70	730	743	830	»	470	85	105	9	30
75	730	—	820	»	470	85	110	9	30
80	730	—	820	»	470	95	110	8	30
85	730	—	820	»	470	100	115	8	30
У9А *	730	—	760—790	Масло или вода	300—420	—	—	—	—
У10А—У12А *	730	—	770—810	То же	300—420	—	—	—	—
60Г	—	—	830	Масло	470	80	100	8	30
65Г	—	—	830	»	470	80	100	8	30
70Г	—	—	830	»	470	85	105	7	25
55С2—55С2А	775	840	870	Масло или вода	470	120	130	6	30
60С2, 60С2А	750	820	870	Масло	470	120	130	6	25
60С2Г	750	820	870	»	470	135	150	6	25
70С3А	—	—	850	»	470	150	170	6	25
50ХГ, 50ХГА	750	775	850	»	470	120	130	7	35
50ХГР	750	790	850	»	470	120	130	7	35
50ХФА	—	—	850	»	470	110	130	8	35
50ХГФА	—	—	850	»	470	135	145	6	35
55С2ГФ **	—	—	870	»	470	140	160	6	25
60С2ХФА	—	—	870	»	470	150	170	6	25
60С2ХА	—	—	870	»	470	135	150	6	25
65С2ВА	—	—	870	»	420	170	190	5	20
60С2Н2А	—	—	850	»	470	135	150	8	30

* При закалке в воде температуру нагрева принимают по нижнему пределу, при закалке в масле — по верхнему.
** Механические свойства являются факультативными до 10.1.1982 г.

Таблица 8. Влияние изотермической закалки и последующего отпуска на механические свойства кремнистых сталей

Обработка	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_р$	δ	ψ	$a_н$, кгс·м/см²
	кгс/мм²			%		
Сталь 60С2						
Изотермическая закалка с выдержкой при 290° С	210	174,5	153,5	11	40	5
То же, и отпуск при 240° С	147	184	169	12,5	50	5
Закалка и отпуск при 420° С	180	169	156,5	11	48	3,5
Сталь 65С2ВА						
Изотермическая закалка с выдержкой при 270° С	215	178,5	153,5	7,5	37,5	4,5
То же, и отпуск при 310° С	197	187	175	9,5	40	5,6
Закалка и отпуск при 400° С	187	174	157	9	44	2,5

Технология термической обработки пружин и других упругих элементов из указанных углеродистых и легированных сталей предусматривает строгое регулирование температуры закалки с тем, чтобы было получено мелкое зерно, и по возможности, наименьшее количество остаточного аустенита, резко снижающего сопротивление малым пластическим деформациям. Это объясняется тем, что сам аустенит обладает малым сопротивлением сдвигу и его превращение в мартенсит при нагружении сопровождается возникающей при этом дополнительной остаточной деформации. Превращение остаточного аустенита в процессе отпуска не устраняет его ухудшающего влияния на основные свойства пружинной стали, так как немартенситные продукты распада остаточного аустенита характеризуются меньшим сопротивлением малым пластическим деформациям, чем продукты отпуска мартенсита при той же температуре. В связи с этим целесообразно после закалки проводить обработку холодом. При нагреве под закалку важно предупредить окисление и обезуглероживание, так как эти процессы снижают уровень упрочнения поверхностных слоев, свойства которых имеют для упругих элементов решающее значение. Учитывая малую толщину или диаметр пружин для приборов, нагрев проводят в защитной атмосфере в аргоне или в вакууме.

Пружины подвергают закалке с непрерывным охлаждением в масле или воде, а также изотермической на нижний бейнит с выдержкой выше точки $Мн$ или на нижний бейнит и мартенсит с выдержкой несколько ниже точки $Мн$. Изотермическую закалку лучше сочетать с последующим отпуском при той же температуре, при которой выполнялась изотермическая выдержка. Режимы изотермической закалки кремнистых сталей указаны ниже.

Достоинствами изотермической закалки являются меньшая степень деформации, что исключает необходимость последующей правки, всегда ухудшающей свойства пружин, увеличение предела упругости (если проводился дополнительный отпуск) (табл. 8), усталостной прочности и релаксационной стойкости (рис. 4, 5). Наконец, важно, что после изотермической закалки с отпуском сталь менее склонна к водородному охрупчиванию после гальванических покрытий.

В ряде случаев — особенно для пружин повышенных сечений ($\varnothing > 8$—10 мм), целесообразно нагреву под закалку подвергать заготовки, а не готовые пружины, а технологическую деформацию для получения заданной формы пружин осуществлять сразу после нагрева и далее быстро переносить пружины в закалочную ванну, чтобы обеспечить дополнительное термомеханическое упрочнение. Также целесообразно использовать упрочнение и от холодной пластической деформации как технологической операции (штамповка, гибка и т. п. при изготовлении пружин. После этой операции и отпуска при 300—400° С, стабилизирующего субструктуру, проводится закалка, сохраняющая в большей или меньшей степени предшествующее деформационное упрочнение.

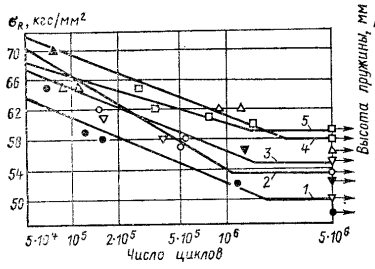


Рис. 4. Зависимость предела выносливости сталей 60С2А и 60С2ХА от режима термической обработки:

1, 2 — сталь 60С2А (*1* — закалка с 880—890° С в масле, отпуск при 400—410° С; *2* — изотермическая закалка с выдержкой при 285—300° С, 45 мин); *4—5* — сталь 60С2ХА (*3* — закалка с 880—890° С в масле, отпуск при 400—415° С; *4* — изотермическая закалка при 290—300° С, 45 мин; *5* — то же, и отпуск при 300—325° С)

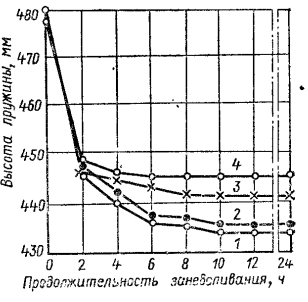


Рис. 5. Изменение высоты пружин из стали 60С2А при заневоливании:

1 — изотермическая закалка с выдержкой при 300° С и отпуск при 300° С; *2* — изотермическая закалка с выдержкой при 320° С и отпуск при 300° С; *3* — изотермическая закалка с выдержкой при 300 °С и отпуск при 300 °С; *4* — изотермическая закалка с выдержкой при 280° С и отпуск при 300° С

После обычной закалки температура отпуска может существенно отличаться от рекомендуемой ГОСТом, так как для пружин разных типов, работающих в разнообразных условиях, требуются различные сочетания механических свойств (рис. 6).

Динамическое старение [3] — это новый технологический процесс, существенно улучшающий свойства пружинных сталей (табл. 9).

Процесс динамического старения как вид релаксационной обработки включает следующие операции, проводимые после обычной закалки:

1) низкотемпературный предварительный отпуск при 150—170° С (пружины из кремнистой стали и 50ХФА) или при 300° С (пружины из стали У8А);

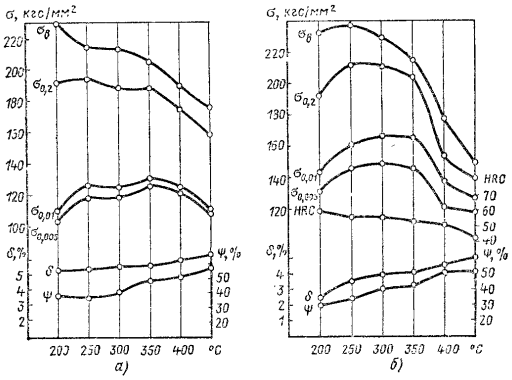


Рис. 6. Зависимость механических свойств пружинных сталей от температуры отпуска:

а — сталь 50ХФА; *б* — сталь 60С2А

Таблица 9. Механические свойства пружинных сталей после закалки и отпуска и после динамического старения (по данным Г. А. Мелковой и автора)

Марка стали	Температура отпуска, °С	$\sigma_в$	$\sigma_{0,005}$	σ_{-1}	K_{1c}
		кгс/мм²			кгс/мм$^{3/2}$
50Х	250	210/215	90/150	—	—
50ХГ	250	214/217	105/156	54/66	150/160
50ХГФА	250	220/225	123/158	56/77	154/165
50ХФА	250	215/230	120/160	57/74	174/187
40ХФА	250	190/195	88/137	52/67	180/210
65Г	350	200/225	150/190	58/77	115/140
60С2	350	213/225	145/190	63/82	115/140
65С2ВА	350	230/238	161/192	71/90	130/155

Примечание. В числителе приведены механические свойства сталей после закалки и отпуска, в знаменателе — после динамического старения

2) нагружение пружин обычно в том же направлении, или точнее по той же схеме, что и в процессе их службы до напряжения, примерно равного пределу упругости с допуском на остаточную деформацию $5\cdot10^{-3}$% ($\sigma_{0,005}$) при температуре последующего отпуска (старения);

3) окончательный отпуск при температуре, зависящей от состава стали и условий службы; так, для стали 50ХФА эта температура соответствует 250—380° С, для стали 60С2 — 200—360° С, для стали У8А — 400—420° С.

Динамическое старение используют для упрочнения таких упругих элементов, как, например, трубка Бурдона для манометров из стали 50ХФА, измерительные витые пружины из стали 50ХФА для испытательных машин и др., что позволяет повысить надежность и класс точности приборов.

Термическая обработка упругих элементов из коррозионно-стойких сталей

Пружины из сталей мартенситного или аустенитно-мартенситного класса. Пружины из углеродистых и легированных сталей даже для их службы в обычной воздушной атмосфере требуют защиты от коррозии с помощью гальванических покрытий — цинкования и кадмирования. Однако применение покрытий для пружин после значительного их упрочнения опасно из-за наводороживания, а также ухудшения их свойств, особенно в малых сечениях. При этом снижается жесткость пружин из-за уменьшения модуля упругости и релаксационная стойкость, поскольку слой покрытия обладает низким сопротивлением малым пластическим деформациям. Поэтому во многих случаях, особенно когда пружины приборов и регулирующих устройств работают в коррозионно-активных средах, необходимо применять коррозионно-стойкие стали (ГОСТ 5632—72), упрочняемые в результате закалки и отпуска (старения). Хотя эти стали по своему составу существенно отличаются от углеродистых и легированных, для них справедливы те же условия проведения закалки, а именно — нагрев в защитной атмосфере, фиксирование мелкого зерна и получение минимального количества остаточного аустенита.

Для пружин, которые работают в атмосфере воздуха, воды и слабо окислительных сред, применяют высокохромистые стали 30Х13 и 40Х13. Пружины из этих сталей изготовляют методами холодной (или горячей) навивки или изгиба, а затем закаливают при 1000—1050° С с охлаждением в воде или масле и далее проводят отпуск при 300—350° С (если пружины работают при климатических температурах) и при 500—550° С (если они работают при нагреве). В первом случае сталь 30Х13 имеет следующие механические свойства: $\sigma_в = 180$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 135$ кгс/мм²; $\sigma_{пц} = 120$ кгс/мм²; $\psi = 45\%$ и $\delta = 10\%$, а после более высокого отпуска (500° С) $\sigma_в = 185$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 150$ кгс/мм²; $\sigma_{пц} = 125$ кгс/мм²; $\psi = 35\%$ и $\delta = 11\%$.

У высокохромистых сталей 30Х13 и 40Х13 наряду с удовлетворительной коррозионной стойкостью бо́льшая прокаливаемость, чем у углеродистых, что обеспечивает высокую прочность в крупных сечениях, но в то же время они склонны к хрупким разрушениям и сильно деформируются при термической обработке.

Для повышения коррозионной стойкости пружин из сталей 30Х13 и 40Х13, особенно тех, которые изготовляют методами горячей деформации и закаливают с нагревом в печах без защитной атмосферы, необходимы шлифовка и полирование поверхности. Более повышенная коррозионная стойкость, но при снижении прочности, достигается на стали с повышенным содержанием хрома (14Х17Н2): после закалки при 1000° С с охлаждением на воздухе и отпуска при 300—350° С $\sigma_в = 130$ кгс/мм², $\delta = 10\%$ и $a_н = 1{,}6$ кгс·м/см².

Высоким упрочнением, хорошей коррозионной стойкостью, меньшей склонностью к хрупкому разрушению и меньшей деформацией при термической обработке отличаются дисперсионно-твердеющие стали аустенитно-мартенситного класса с низким содержанием углерода (09Х15Н8Ю, 09Х17Н7Ю1, 08Х17Н5М3). Режим их термической обработки: закалка при 900—950° С, обработка холодом при —70° С (2—3 ч) и старение при 450—500° С.

Более высокие прочностные свойства при высоком сопротивлении хрупкому разрушению и сопротивлению коррозии наблюдаются у практически безуглеродистых мартенситностареющих сталей, упрочняемых закалкой и отпуском (старение). Стали типа Н10Х12Д2ТБ, Н4Х12К15М4Т по прочности и коррозионной стойкости превосходят стали 30Х13, 40Х13, а также 14Х17Н2.

У стали типа Н10Х12Д2ТБ ($\leqslant 0{,}03\%$ C; $\leqslant 0{,}1\%$ Si; $\leqslant 0{,}1\%$ Mn; 10—11% Ni; 11,5—12,5% Cr; 1,0—1,4% Ti; 1,8—2,1% Cu; 0,1—0,3% Nb) после закалки при 870° С, обработки холодом при —70° С (2 ч) и отпуска (старение) при 450° С (6 ч) следующие механические свойства: $\sigma_в = 180$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 170$ кгс/мм²; $\sigma_{0,002} = 130$ кгс/мм²; $\delta = 10\%$, а у стали типа Н4Х12К15М4Т ($\leqslant 0{,}02\%$ C; 11,5% Cr; 4% N; 14,5% Co, 4,1% Mo; 0,8% Ti) после закалки при 950° С, обработки холодом при —70° С (16 ч) и отпуска (старения) при 550° С (6 ч) $\sigma_в = 170$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 158$ кгс/мм²; $\sigma_{0,002} = 125$ кгс/мм² и $\delta = 12\%$.

Эти стали устойчивы в окислительных средах и кратковременно в морской воде. Упругие элементы из этих сталей можно изготовлять методами холодной штамповки из закаленных заготовок, а затем уже их подвергать упрочняющему старению (отпуску). Возможен также и другой способ — горячая деформация (штамповка), а затем закалка и старение.

Пружины из сталей и сплавов аустенитного класса (немагнитные). Немагнитные пружины наиболее часто изготовляют из аустенитных сталей типа 18-8 или 18-10 (12Х18Н9, 12Х18Н9Т, 08Х18Н10Т, 17Х18Н9, 37Х12Н8Г8МФБ), обладающих высокой коррозионной стойкостью в сочетании с немагнитностью и отсутствием склонности к хрупким разрушениям.

При значительной пластической деформации этих сталей, особенно при низких температурах, может образовываться мартенсит деформации, что увеличивает степень упрочнения, но в то же время стали становятся ферромагнитными.

Обычно стали этой группы (например, наиболее типичную 08Х18Н10Т) используют для изготовления пружин в виде проволоки или ленты.

Прочность проволоки тем больше, чем меньше диаметр или толщина. Так, при диаметре 8,01 мм $\sigma_в = 140 \div 160$ кгс/мм², а при диаметре 0,11—0,71 мм $\sigma_в = 175 \div 205$ кгс/мм².

На полуфабрикатах (лента или проволока) из стали типа 18-8 или 18-10 диаметром или толщиной более 10 мм нельзя получить большие обжатия и соответственно повышенную прочность, поэтому из этих сталей не изготовляют пружин больших сечений.

Технология изготовления пружин из коррозионно-стойких сталей указанного типа состоит из следующих операций: навивки, отпуска (обычно при 450° С), заневоливания и полирования.

При конструировании упругих элементов из сталей 08Х18Н10Т и 12Х18Н9Т рекомендуется принимать модуль нормальной упругости равным $19 \cdot 10^3$ кгс/мм², модуль сдвига 7000 кгс/мм²; допускаемые напряжения для пружин узлов с неограниченной долговечностью 60—80 кгс/мм², а с ограниченной 85—120 кгс/мм².

Таблица 10. Механические свойства и режимы термической обработки аустенитных дисперсионно-твердеющих сплавов (ГОСТ 10994—74)

Марка сплава	Термическая обработка: Температура закалки, °С	Старение: Температура, °С	Старение: продолжительность, ч	$\sigma_в$, кгс/мм²	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм²	$\sigma_{0,005}$, кгс/мм²	δ, %	HB	Предельная температура службы, °С
36НХТЮ	950	675	4	115—125	80—100	60—70	14—18	330—350	До 200
36НХТЮМ5	1000—1050	750	4	125—140	90—110	70—80	8—10	400—420	250—300
70НХМБЮ	1150	750	5	135—160	120—140	100—120	8—17	*HRC* 44—46	500—550
47ХНМ	1250	700—725	5	135—145	125—135	115—120	5—10	440—430	250—300
36НХТЮМ8	1000	750	4	145—150	110—116	90—100	6—7	440—450	300—350

Таблица 11. Механические свойства и режимы упрочняющей обработки коррозионно-стойких, немагнитных и высокопрочных пружинных сплавов на основе системы Co—Cr—Ni

Марка сплава (ГОСТ 14119—69)	Режим обработки	$\sigma_в$, кгс/мм²	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм²	$\sigma_{0,005}$, кгс/мм²	δ, %	HV
40КХНМВ	Закалка при 1100—1150° С, деформация 80—85%, старение при 450—500° С 3 ч, проволока диаметром ≤100 мкм	320—380	240—300	185—195	—	700—800
40КХНМ	Закалка при 1100—1150° С, деформация, старение при 400—450° С 4 ч	250—270	230—250	170	3—5	600—700
40КНХМВТЮ	Закалка при 1100—1150°С, холодное волочение с обжатием 85% и старение при 500—550° С 4 ч	200—220	180—200	150—160	4—6	550—600

В тех случаях, когда нужна полная немагнитность в упрочненном состоянии, применяют также после значительной деформации стали 17Х18Н9 и 37Х12Н8Г8МФБ. После навивки пружин производится отпуск, повышающий их работоспособность, для первой стали при 450° С, а для второй — при 500° С.

Когда необходимо изготовить немагнитные и коррозионно-стойкие пружины и другие упругие элементы сложной формы методами холодной пластической деформации с большим обжатием, глубокой и сложной вытяжкой, например сильфоны, гофрированные мембраны и т. п., используют аустенитные дисперсионно-твердеющие, т. е. упрочняемые термической обработкой, сплавы (табл. 10). В закаленном аустенитном состоянии эти сплавы высокопластичны и легко обрабатываются давлением, а затем после деформации в процессе последующего отпуска (старения) упрочняются. Эти сплавы упрочняются и в больших сечениях и поэтому могут быть применены для изготовления сравнительно крупных по размерам упругих элементов.

Для упругих элементов, у которых должна быть наиболее высокая коррозионная стойкость, особенно в окислительных средах, применяют сплавы на никель-хромовой основе.

Для упругих элементов малых сечений и простой формы, но от которых требуется очень высокая прочность ($\sigma_в \geqslant 250 \div 300$ кгс/мм^2), высокая усталостная прочность и коррозионная стойкость при немагнитности, применяют сплавы на Co—Cr—Ni-основе. Их упрочняют путем термомеханической обработки, включающей закалку, холодную пластическую деформацию с высокими обжатиями и последующее старение (отпуск) для завершения образования ε-мартенсита и сегрегаций из атомов углерода и легирующих элементов. Основная область применения этих сплавов — заводные пружины различных механизмов. Режимы упрочняющей обработки и механические свойства сплавов этого типа приведены в табл. 11.

Термическая обработка упругих элементов из сплавов с низким температурным коэффициентом модуля упругости

Пружинные сплавы с низким температурным коэффициентом модуля упругости применяют для упругих элементов часовых механизмов, приборов и т. д., что обеспечивает повышенную точность работы указанных изделий. Эти сплавы ферромагнитные, обычно на Fe—Ni—Cr-основе и упрочняются в результате термической и термомеханической обработки и старения (табл. 12).

Таблица 12. Механические свойства и режимы упрочняющей обработки сплавов с постоянным и низким термоупругим коэффициентом

Марка сплава	Режим обработки	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,005}$	δ, %	HB	Предельная температура службы, °С
		кгс/мм^2					
42НХТЮ	Закалка при 910° С, старение при 600° С	120—125	80—100	60—70	10—15	320—350	100
42НХТЮА	Закалка при 910° С, холодная пластическая деформация с обжатием 75%, старение при 700° С	130—140	—	—	5—6	—	100
44НХТЮ	Закалка при 910° С и старение при 600° С 3 ч	120	80—90	60—65	10—15	300—320	200
36НХ11 *	Закалка, холодная пластическая деформация и старение при 500° С	130	—	120	—	—	100

* Имеет наиболее высокую коррозионную стойкость [7].

Термическая обработка упругих элементов из высокоэлектропроводных коррозионно-стойких сплавов

Большое число упругих элементов в приборостроении изготовляют из сплавов на основе меди, бронзы и латуни, поскольку они электропроводны, коррозионно-стойки и, обладая относительно низким модулем упругости, обеспечивают равную упругую деформацию со стальными упругими элементами при значительно меньших напряжениях. Эти сплавы обладают рядом ценных технологических свойств. В частности, бериллиевые бронзы обладают высокой пластичностью, хорошей свариваемостью и паяемостью. Несмотря на ряд ценных свойств этих сплавов, упругие элементы из них часто подвергают гальваническим покрытиям — для улучшения паяемости (лужение, серебрение и покрытие сплавом ПОС61), повышения электропроводности (серебрение и палладирование) и коррозионной стойкости (кадмирование, палладирование). Эти покрытия часто многослойные, и они, как и в случае стальных пружин, снижают жесткость и релаксационную стойкость, но при этом не вызывают охрупчивания за счет наводороживания.

Для пружин относительно простой формы, подвергаемых при изготовлении вырубке, небольшой гибке или закручиванию, используются латуни (Л70, Л63), упрочняемые путем деформации, сплавы нейзильбер (МНЦ 15—20) алюминиевая, кремнемарганцовая, оловянно-фосфористые и другие бронзы в твердом или особотвердом состоянии. После вырубки и гибки пружины из указанных сплавов подвергают низкотемпературному отжигу по режимам, приведенным в табл. 13.

Весьма широко используют сплавы, упрочняемые в результате процессов закалки и старения, часто включающих после закалки холодную пластическую деформацию. Среди этих сплавов важнейшее значение в приборостроении принадлежит бериллиевым бронзам, хотя в последнее время к этим сплавам добавились еще новые (камелин, камелон, № 536 и др.), разработанные институтом Гипроцветметобработка [9]. Сравнительный уровень свойств цветных пружинных сплавов на основе меди, включая и некоторые деформационно-упрочняемые, приведен в работе [9].

Технология термической обработки упругих элементов из бериллиевой бронзы (например мембран, сильфонов) включает закалку и старение. Нагрев при закалке проводится в атмосфере диссоцированного аммиака в электрических печах. После закалки бериллиевые бронзы обладают высокой пластичностью, обеспечивающей возможность применения операций формовки и вытяжки для получения соответствующих конфигураций упругих элементов.

После закалки и необходимой для формования заготовок пластической деформации проводят старение, обычно в вакууме $10^{-1} \div 10^{-2}$ мм рт. ст. Оптимальные режимы закалки и старения указаны в табл. 14, а свойства бериллиевых бронз в табл. 15.

Помимо двойной термической обработки для многих типов пружин (контактных и т. п.) применяется термомеханическая обработка, заключающаяся в закалке, холодной пластической деформации с обжатием 30—40% и последующем старении, что обеспечивает существенно большее упрочнение, чем закалка и старение. Бериллиевая бронза после указанной пластической деформации поставляется потребителям в так называемом твердом состоянии (согласно ГОСТ) в виде полос или лент, из которых путем вырубки с последующей небольшой гибкой или вытяжкой и изготовляются упругие элементы разных типов. Уровень достигаемых при этом свойств приведен в табл. 16.

Свойства упругих элементов из твердой бериллиевой бронзы могут быть улучшены в результате применения ступенчатого старения по режиму: 1-е старение при 160—170° С 1 ч и 2-е старение при 320° С 1,5 ч.

Характерной особенностью технологии термической или термомеханической обработки является необходимость устранения очень сильного коробления упругих элементов в процессе старения. Этот эффект связан с весьма значительными объемными изменениями при распаде закаленного или закаленного и пластически деформированного α-твердого раствора. Эти изменения протекают неодиородно по сечению изделий, а также в недеформированных и в деформированных участ-

Таблица 13. Оптимальные режимы отжига и свойства деформационно-упрочняемых пружинных сплавов на основе меди

Марка сплава	Режим отжига		$\sigma_{0,002}$	$\sigma_{0,005}$	$\sigma_{0,01}$	*HV*	ρ, Ом·мм²/м
	Температура, °С	Продолжительность, мин	кгс/мм²				
БрОЦ 4—3	150	30	46,0	53,2	59,5	218	0,080
БрОФ 4—0,25	150	30	42,0	49,0	55,0	220	—
БрОФ 6,5—0,15	150	30	49,0	55,0	56,0	230	—
БрКМц 3—1	275	60	49,5	56,5	63,0	210	0,262
БрА7	275	30	63,0	72,5	79,0	270	0,115
Л70	200	60	45,0	52,0	58,0	190	0,036
Л80	200	60	39,0	47,5	54,0	170	0,057
Л85	200	30	35,0	40,5	45,5	155	0,048
МНЦ15—20	200	240	55,0	61,0	56,0	230	0,256

Таблица 14. Оптимальные режимы термической обработки бериллиевых бронз *

Марка сплава	Температура начала роста зерна, °С	Продолжительность, ч, старения при температуре, °С	
		320	340
БрБНТ 1,9	730	4	2—3
БрБНТ 1,9Мг **	770	5	3—4
БрБНТ 1,7	730	5	3
БрБ 2	730	4—5	1,5—2
БрБ 2,5	730	4—5	2

* Оптимальная температура закалки 770^{+10}° С.
** Дополнительное улучшение упругих свойств элементов из бериллиевой бронзы достигается при использовании ступенчатого старения по режиму: 200—210° С 1 ч и 340° С 1,5 ч.

Таблица 15. Типичные свойства бериллиевых бронз после упрочняющей термической обработки

Марка бронзы	$\sigma^{*}_{0,002}$, кгс/мм², в средах		*HV*	ρ, Ом·мм²/м	$\varepsilon^{**}_{ост}\cdot 10^3$, %			
					при статическом нагружении за 1000 ч		при циклическом нагружении за 10^3 циклов	
	воздух	3%-ный раствор NaCl			σ_0, кгс/мм²	20° С	σ_0, кгс/мм²	20° С
БрБ 2,5	70,0	69,5	370—380	0,062	70	10 (10)	70	16
БрБ 2	60,0	59,0	350—360	0,060	70	16 (6,1)	60	6,2
БрБНТ 1,9	65,0	61,4	365—370	0,062	70	12,3(6,0)	65	6,3
БрБНТ 1,9Мг	75—80	—	390	0,066	75—80	5,8	70	2,3
БрБНТ 1,7	40,0	—	330—340	0,059	45	7,5	45	13,1

* Приведены средние значения предела упругости по большому числу плавок. ** В скобках $\varepsilon_{ост}\cdot 10^3$, %, при напряжении, равном $\sigma_{0,002}$.

Таблица 16. Типичные свойства бериллиевых бронз после НТМО (обжатие 30—35%) и старения

Марка бронзы	Режим старения	$\sigma_{0,002}$, кгс/мм²	*HV*	ρ, Ом·мм²/м	$\varepsilon_{ост}\cdot 10^3$, %		
					при статическом нагружении за 1000 ч (σ_0 = = 80 кгс/мм²)		при циклическом нагружении за 10^6 циклов
					20° С	150° С	20° С
БрБНТ 1,9	340° С 1,5 ч	85	390	0,062	9,3	50	2,0 *
БрБНТ 1,9Мр	340° С 1 ч	99—100	425	0,065	4,5	18	1,3 **

* при σ_0 = 65 кгс/мм².
** при σ_0 = 75 кгс/мм².

ках упругих элементов, что приводит к возникновению довольно значительных остаточных напряжений. Вместе с тем величина коробления уменьшается при использовании режима ступенчатого старения.

Для предупреждения развития коробления процесс старения проводят с использованием специальных зажимов или струбцин, в которые помещают упругие элементы. Под действием этих усилий зажима в процессе старения протекает релаксация возникающих временных внутренних напряжений, и конфигурация упругих элементов соответствует требованиям чертежа. Однако и после такого старения в заневоленном состоянии в упругих элементах сохраняется повышенный уровень остаточных напряжений. Для снижения этих напряжений и дополнительной стабилизации структурного состояния рекомендуется проводить дополнительный стабилизирующий нагрев сначала при 145° С 6 ч, а затем при 100° С 10 ч.

Для достижения более высокого уровня свойств упругих элементов рекомендуется кроме операций термической обработки применять электрохимическое полирование, которое улучшает качество поверхности за счет сглаживания неровностей и удаления дефектного поверхностного слоя (обычно 5—10 мкм).

Вполне возможно совмещение в один технологический процесс термической обработки и электрохимического полирования в так называемую термоэлектрохимическую обработку [12]. При этом возможно этой обработке подвергать как готовые упругие элементы, так и исходные полуфабрикаты: ленты, полосы или проволоку, а затем изготовлять упругие элементы.

В последнем случае и термическая и электрохимическая обработки должны быть осуществлены при непрерывном продвижении указанных полуфабрикатов н через печи и ванну. Это требует изменения режима термической обработки для ее ускорения, поскольку электролитическое полирование осуществляется очень быстро. Так, для сплава нейзильбер используют нагрев при 475° С, а для бронз оловянно-фосфористой и алюминиевой при 350° С, кремнемарганцовой при 400° С. Время нагрева при этом для лент толщиной 0,3 мм составляет 15—60 с. После нагрева перед входом в ванну для электрохимической обработки лента для охлаждения обдувается воздухом.

Если же термоэлектрохимической обработке подвергаются упругие элементы, то тогда их термическая обработка проводится по обычным режимам.

Состав ванны (в %) для электрохимической обработки упругих элементов или полуфабрикатов из сталей У8А, У10А и 65Г:

Фосфорная кислота	60—80
Серная кислота	20—10
Хромовый ангидрид	5—6
Вода	15—4

Режим полирования: плотность тока 25—50 А/дм², температура раствора 60—75° С. После полирования и промывки стальные упругие элементы подвергают для повышения коррозионной стойкости обработке в 10%-ном едком натре 10—15 мин при 60—80° С. После чего их промывают в воде и сушат.

Для электрохимической обработки упругих элементов или полуфабрикатов из сплавов меди рекомендуются электролиты, содержащие 900—1300 г/л фосфорной кислоты и 80—100 мл/л бутилового спирта или 1100—1200 г/л фосфорной кислоты и 40—50 мл/л диэтаноламина.

В стационарных ванных плотность тока 15—75 А/дм², температура 18—30° С. После промывки упругие элементы или полуфабрикаты для повышения коррозионной стойкости обрабатывают в течение 1—2 мин в растворе 100—120 г/л калиевого хромпика и 1,5—1,7 г/л серной кислоты, а далее следует промывка и сушка.

В результате термоэлектрохимической обработки, по данным [12], повышаются основные свойства: предел упругости на 10—20% и усталостная прочность на 15—30%. Уровень улучшения этих свойств различен для разных сплавов.

3. ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ МАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ниже рассматривается технология термической обработки деталей из металлических ферромагнитных материалов. Большая группа деталей на базе ферримагнитных соединений окислов железа с некоторыми металлами, так называемые «ферриты», поставляется в готовом виде и не требует термической обработки.

Магнитные материалы по величине коэрцитивной силы H_c условно подразделяют на две группы: магнитомягкие материалы ($H_c < 800$ А/м) и магнитотвердые материалы ($H_c \geqslant 400$ А/м). Материалы с промежуточными значениями H_c не входят в эти группы и иногда именуются магнитополутвердыми.

Детали из магнитомягких материалов

Магнитомягкие материалы поставляются в виде отливок, поковок, сортового металла, горячекатаного и холоднокатаного листа, холоднокатаного рулона и ленты, а также проволоки. Состояние поставки: после конечной термической обработки на магнитные свойства или после литья, ковки, горячей или холодной прокатки и волочения.

В процессе изготовления деталей из материала, прошедшего конечную термическую обработку на металлургическом заводе, в нем возникают напряжения и пластические деформации, как правило, влекущие за собой ухудшение магнитных свойств. Цель повторной термической обработки у потребителя в этом случае — восстановление свойств путем отжига, снимающего основную часть внутренних напряжений и вызывающего рекристаллизацию в деформированных зонах. Если материал поставляется без конечной термической обработки, то при отжиге деталей ставится задача снятия внутренних напряжений и проведение рекристаллизации во всем объеме детали с получением оптимального по размеру и ориентировке зерна. В необходимых случаях проводится и рафинирование металла малой толщины от углерода, азота и других вредных примесей. В большинстве случаев термическая обработка должна также уменьшать магнитное старение и связанную с ним временную нестабильность структурно-чувствительных магнитных параметров ($\mu_н$, $\mu_м$, H_c), если последняя способна нарушить нормальное функционирование изделия.

Ухудшение магнитных свойств при возникновении напряжений и пластической деформации в отожженном металле происходит в разной степени: индукция насыщения практически не изменяется, индукция в сильных полях незначительно уменьшается, коэрцитивная сила возрастает, иногда в несколько раз, резко падает индукция в слабых полях и в полях в районе максимума магнитной проницаемости ($H_{\mu_м}$), умеренно снижается индукция в полях $H = (5—20)\,H_c$. Кроме того, изменение магнитных параметров детали зависит от относительного объема деформированной зоны и характера деформации. Так, например, обточка вызывает небольшое увеличение H_c и уменьшение $\mu_м$, а при пластической деформации растяжением или продольным изгибом это изменение максимально. Отсюда следует, что отжиг для восстановления магнитных свойств деталей из отожженного ранее материала необходим не всегда: так, стальные детали электромагнитов, в которых залипание якоря устранено благодаря большому немагнитному зазору, могут не иметь малой H_c и нормально функционировать без отжига у потребителя. В то же время детали чувствительных реле всегда отжигаются. Шихтованные сердечники (магнитопроводы) дросселей с воздушным зазором из изотропных электротехнических сталей мало чувствительны к ухудшению проницаемости материала в процессе штамповки из него деталей и отжигаются не всегда, тогда как сердечники магнитных усилителей и прецизионных трансформаторов тока очень чувствительны к деформациям и напряжениям и потому в большинстве случаев отжигаются.

Детали из магнитомягких материалов, предназначенные для создания или проведения магнитного потока, называются магнитопроводами. Различают магнитопроводы постоянного тока, в которых магнитный поток постоянен или меняется медленно, и магнитопроводы переменного тока, в которых поток быстро изменяется по величине и направлению или только по величине. Требования к обоим видам магнитопроводов различны.

Детали для магнитопроводов постоянного тока. Магнитопроводы постоянного тока представляют собой магнитные цепи электромагнитных механизмов, реле, приборов, электрических машин, экранов и т. д. Основное требование к магнитным свойствам деталей для таких устройств — возможно бо́льшая индукция в заданном диапазоне напряженности магнитных полей. Кроме того, для чувствительных реле с малыми немагнитными зазорами важна минимальная H_c как средство повышения чувствительности и уменьшения опасности залипания якоря вследствие остаточного потока наряду с требованием стабильности H_c во времени[1].

Детали из нелегированных электротехнических сталей. Нелегированные электротехнические стали представляют собой технически чистое железо с содержанием не более 0,035—0,040% С, 0,20—0,30% Mn; $\leqslant$ 0,20—0,30% Si; $\leqslant$ 0,020% P; $\leqslant$ 0,030% S; 0,30% Cu. Режимы термической обработки деталей магнитопроводов из этих сталей устанавливают с учетом вышеуказанных требований к индукции в заданных полях, к H_c и K_c. Индукция в полях 2500—30 000 А/м и более в изотропных сталях почти полностью определяется химическим составом, и ее колебания от плавки к плавке и в зависимости от термической обработки невелики. Получение заданной индукции в сильных полях не представляет затруднений и достигается отжигом при 600—700° С, а иногда без отжига, поэтому детали, к которым не предъявляется жестких требований по H_c, могут проходить механическую обработку после отжига, что дает лучшее качество поверхности. Основную трудность представляет получение нормированных ГОСТ или улучшенных значений H_c и K_c, а также индукции в полях 500—1000 А/м. Здесь следует руководствоваться режимами термической обработки, приведенными в ГОСТ для контрольных образцов (табл. 17), и указаниями, изложенными ниже. В отношении старения необходимо знать, что его главной причиной является медленное выделение мелкодисперсных нитридов железа из пересыщенного α-твердого раствора в процессе вылеживания стали и службы изделия. Даже при сравнительно медленном охлаждении после отжига азот удерживается в пересыщенном твердом растворе, тогда как углерод практически полностью выделяется из твердого раствора (феррита), повышая исходное значение H_c, но не влияя на его дальнейший рост. При низкотемпературном ($\approx$ 100° С) старении карбид железа отдельно не выделяется, а атомы углерода замещают часть атомов азота в нитридах с образованием карбонитридов. Для уменьшения старения сталь с гарантированным K_c дополнительно легируется стабилизирующими добавками Ti и Al [8].

[1] Стабильность H_c во времени характеризует коэффициент старения K_c, представляющий процентное увеличение H_c отожженных образцов после выдержки при 120° С в течение 120 ч.

Таблица 17. Режимы отжига деталей из нелегированных электротехнических сталей для магнитопроводов постоянного тока по ГОСТ

Сортамент стали	Марка стали	Режимы отжига
ГОСТ 11036—75 *1 Кованая круглая и квадратная, диаметр или сторона квадрата 40—200 мм. Горячекатаная круглая, диаметр 5—250 мм и квадратная, сторона квадрата 5—200 мм. Полосовая горячекатаная и кованая, сечение от 3×12 до 80×300 мм. Калиброванная круглая, диаметр 3—100 мм	10895 11895 10880 11880 10864 11864 20895 21895 20880 21880 20864 21864	Без доступа воздуха (в упаковке), нагрев не выше 950° С. Время охлаждения до 600° С не более 10 ч, далее с контейнером на воздухе. Допускается применять повторный отжиг по такому же режиму. Допускаются другие режимы по взаимному соглашению
ГОСТ 3836—73 Горячекатаный лист, толщина 0,5—3,9 мм. Холоднокатаный лист *2, толщина 0,5—3,9 мм. Холоднокатаные рулон и лента *2, толщина 0,1—2,0 мм	10895 10880 10864 20895 20880 20864 20848 20832	Температурный режим и среда при отжиге устанавливаются изготовителем и указываются в документе о качестве. Обычно нагрев без доступа воздуха (в упаковке), рекомендуемая $t_{отж}$ = 950° С, выдержка 2 ч, максимальное время охлаждения до 600° С 10 ч
ГОСТ 21427.2—75 Холоднокатаный рулон *3, толщина 0,5 и 0,65 мм (неотожженный)	2011 2012 2013	В защитной атмосфере $t_{отж}$ = = 830±10° С, выдержка 2 ч. Охлаждение до 600° С по 50° С/ч, далее с печью
ГОСТ 21427.3—75 Горячекатаный лист *4, толщина 1,0 и 0,5 мм (отожженный)	1211 *5 1212 *5	Отжиг ГОСТом не предусматривается

*1 Сталь поставляется без термической обработки. По требованию потребителя холоднотянутую сталь поставляют после смягчающего отжига.

*2 Холоднокатаную ленту и листовую сталь поставляют после смягчающего отжига или в нагартованном состоянии.

*3 Коэрцитивная сила не нормируется. По данным опыта, H_c = 70÷105 А/м (0,9—1,3 Э).

*4 Коэрцитивная сила не нормируется. По данным опыта, H_c = 80÷100 А/м (1,0—1,25 Э).

*5 Сталь легирована 0,8—1,8% Si.

Максимальная температура отжига принята 950° С, так как для получения крупного зерна и связанной с ним малой H_c[1] [8] необходимо проводить отжиг либо ниже Ac_1, либо выше Ac_3, но первый из них не дает достаточно полного снятия напряжений и потому не рекомендуется ГОСТ 11036—75 и 3836—73. Эти же ГОСТы ограничивают время охлаждения от 950 до 600° С 10 ч. Учитывая, что столь медленное охлаждение снижает производительность печей, завод «Серп и молот» разработал [8] ускоренный режим с небольшой скоростью охлаждения лишь в наиболее важном интервале температур 860—820° С: нагрев до 950° С выдержка после прогрева контейнера 2 ч, охлаждение до 860° С вместе с печью, охлаждение до 820° С со скоростью 10° С/ч и затем до 600° С с печью и далее на воздухе. При этом получается достаточно малая H_c [8]. В интервале 600—20° С уменьшение скорости охлаждения практически не влияет на H_c, поэтому ГОСТы рекомендуют либо охлаждение в контейнере на воздухе, что наиболее производительно, либо охлаждение с печью при отжиге в защитной атмосфере [8].

[1] Для спокойной мартеновской стали поставки завода «Серп и молот» статистически получена зависимость; H_c (Э) = 0,115N + 0,175, где N = балл зерна [8].

Листы полюсов и индуктора электрических машин постоянного тока, штампуемые из тонколистовых холоднокатаных нелегированных электротехнических сталей 2011, 2012, 2013, поставляемых в нагартованном состоянии, в условиях массового производства обычно отжигаются в проходных электрических печах типа 1СРЗ—14.140.7/9Х — 300 с защитной атмосферой при 800—850° С с выдержкой 1,5—2 ч. При отсутствии таких печей отжиг по этому режиму ведется в любых других печах с защитной атмосферой.

Отжиг без доступа воздуха проводится обычно в сварных коробках (контейнерах) из окалиностойкой стали с песчаным затвором. Детали плотно укладывают, а свободное пространство засыпают прокаленным тальком, окисью магния и кремния, окисью алюминия или кварцевым песком. Завод «Серп и молот» рекомендует засыпку из оцинкованной стружки низкоуглеродистой стали в смеси с песком или без него [8]. Указывается также, что хорошее обезуглероживание достигается при засыпке железной окалиной. Далее песчаный затвор замазывается глиной, смешанной с асбестом и контейнер помещается в нагретую печь. При тщательном выполнении этих операций окисление деталей невелико.

При необходимости получить совершенно чистую поверхность применяют вакуумный или водородный отжиг деталей. Вакуумный отжиг при ≈900° С при разрежении 10^{-1}—10^{-2} мм рт. ст. дает достаточно чистую поверхность, но не обезуглероживает металл. В связи с этим при необходимости одновременно с получением качественной поверхности снизить H_c и повысить $\mu_м$, отжиг проводят в два этапа: вначале осуществляется нагрев до 950° С с выдержкой 2 ч при вакууме 0,1—10 мм рт. ст., затем вакуум повышается до 10^{-2} мм рт. ст. и дается выдержка 30 мин для возгонки оксидной пленки на деталях. Далее контейнер охлаждается до 860° С с печью и затем до 820° С со скоростью 10° С/ч, потом до 600° С с печью. Дальнейшее охлаждение от 600° С не нормируется [8].

Обычный отжиг в вакууме при 1100° С также понижает H_c по сравнению со стандартным отжигом на ≈20 А/м при хорошей поверхности. Это же относится к отжигу в водороде по режиму, указанному в ГОСТ для отжига без доступа воздуха. Еще лучшие результаты по H_c и K_c благодаря деазотированию дает двухэтапный отжиг в смеси из 96% N_2 + 4% H_2 с точкой росы +20° С [8].

На ряде заводов-потребителей заготовки деталей реле из холоднокатаной стали, поставляемой по ГОСТ 3836—73 в состоянии с критической степенью деформации после отжига на металлургическом заводе, подвергаются промежуточному отжигу. Эта операция осуществляется для того, чтобы избежать образования надрывов по кромкам при последующей штамповке с изгибом на 90° с малым радиусом. Промежуточный отжиг следует проводить при температуре 500—600° С. Отжиг при более высокой температуре ведет к интенсивному росту зерна с резким ухудшением штампуемости. Окончательный отжиг детали проходят при температуре ниже Ac_1 [8].

Детали из железоникелевых сплавов типа пермаллоя (ГОСТ 10160—75). Такие детали применяют для изготовления особо чувствительных реле, экранов и других устройств постоянного тока, требующих очень малую H_c. Для магнитопроводов постоянного тока по магнитным свойствам и сортаменту пригодны сплавы: 50Н с наиболее высокой индукцией насыщения B_s при небольшой H_c и 79НМ, имеющий высокие начальную и максимальную проницаемости при средней величине B_s и очень малой H_c. Термическая обработка (отжиг на магнитные свойства) деталей из этих сплавов производится обязательно после механической, так как пермаллой резко ухудшает магнитные свойства от упругих и пластических деформаций. Режим ее аналогичен указанному для контрольных образцов по ГОСТ.

Детали из сплавов с заданным температурным коэффициентом линейного расширения. Магнитомягкие сплавы с заданным коэффициентом линейного расширения, близким к таковому у мягких стекол применяют в герметизированных реле с магнитоуправляемыми контактами (герконах). Сплавы 52Н и 47НД подвергают отжигу в защитной атмосфере при 960 ± 20° С 1 ч с охлаждением в печи или в контейнере до 200° С со скоростью не более 600° С/ч.

Детали для магнитопроводов переменного тока. Магнитопроводы переменного тока представляют собой магнитные цепи трансформаторов всех типов и подав-

ляющего большинства электрических машин, аппаратов и приборов, изготовленные в виде пакетов из тонких листов или витыми из тонких лент с целью уменьшения потерь на вихревые токи. Основные требования к магнитным свойствам этих магнитопроводов: возможно бо́льшая индукция в заданном диапазоне напряженности магнитного поля, минимальные полные удельные потери на перемагничивание в заданном диапазоне частот тока и индукций, стабильность индукции и полных удельных потерь во времени и при изменениях температуры.

Термическая обработка деталей из материалов, поставляемых в отожженном состоянии, имеет целью максимально восстановить индукцию, снизившуюся при штамповке или резке деталей из листа или навивке ленты, и уменьшить коэрцитивную силу, возросшую при этом, так как именно она в основном определяет потери на гистерезис. При поставке материалов и неотожженном состоянии цель термической обработки получить значения магнитных параметров, нормируемые ГОСТом и ТУ или превзойти их.

Детали из изотропных тонколистовых электротехнических сталей. Детали (листы) магнитопроводов из этих сталей, изготовляют, как правило, штамповкой и в редких случаях резкой. При этом снижается индукция и повышаются полные удельные потери в тем большей степени, чем больше отношение объема деформированной зоны к объему детали и чем выше степень деформации.

Детали из нелегированных сталей. Нелегированные электротехнические стали 2011, 2012 и 2013 по ГОСТ 21427.2—75 применяют для листов магнитопроводов электрических машин, в основном асинхронных двигателей малой и средней мощности. Большая вязкость этих сталей в отожженном состоянии затрудняет штамповку, и потому они поставляются с той или иной степенью нагартовки. Детали проходят отжиг у потребителя. По ГОСТ рекомендуется отжиг при 830 ± 10° С в защитной атмосфере с выдержкой 2 ч и охлаждением до 600° С по 50° С/ч, далее с печью.

Отжиг в защитной атмосфере проводится в рольганговых печах типа *1* СРЗ или в камерных печах типа 1СНЗ. Средой является экзогаз. Листы магнитопроводов надевают на горизонтальные цилиндрические оправки. Вначале в первой зоне с воздушной атмосферой при 350—400° С выжигают остатки смазки, а затем ведут отжиг по режиму, указанному в ГОСТе. Перед отжигом в печи 1СРЗ смазку предварительно выжигают в любой открытой печи. Также поступают при отжиге без доступа воздуха (в упаковке). Некоторые изменения режима, указанного в ГОСТе, такие как отжиг в упаковке вместо вакуума или снижение температуры отжига и его длительности, приводят к незначительному снижению индукции в сильных магнитных полях и повышению в той или иной степени удельных потерь. Они могут допускаться, если не выводят из допустимых пределов выходные параметры изделия.

Для создания межлистовой изоляции листов магнитопроводов из нелегированных сталей широко применяют термовоздушное оксидирование [4], при котором листы нагревают в воздушной атмосфере открытой печи до 560—580° С, выдерживают 40—60 мин и охлаждают на воздухе или с печью. Образовавшаяся пленка Fe_3O_4 толщиной 3—5 мкм является достаточной изоляцией и по сравнению с лаковой обеспечивает на 2—3% больший коэффициент заполнения пакетов магнитопроводов. В процессе оксидирования всех сталей снимается значительная часть внутренних напряжений, происходит частичная рекристаллизация деформированной зоны и сгорание заусенцев.

При отжиге в печах типа 1СРЗ оксидирование происходит в камере с воздушной атмосферой в период охлаждения. При отсутствии конвейерной печи обработку ведут раздельно: сначала листы отжигают в камерных печах с защитной атмосферой или в упаковке по режиму ГОСТа, а затем оксидируют в тех или других печах, как указано выше.

Детали из кремнистых сталей. Холоднокатаные кремнистые стали с содержанием кремния от 0,4—0,8 до 2,8—3,8% марок 2111, 2112, 2211, 2212, 2311, 2312, 2411, 2412 по ГОСТ 21427.2—75 поставляются в отожженном состоянии с термостойким или нетермостойким изоляционным покрытием или без покрытия или по требованию потребителя нагартованными.

Детали из отожженной стали с термостойким покрытием и без него при необходимости подвергают отжигу для снятия наклепа. Режим отжига ГОСТ не нормирует. Обычно применяется отжиг в защитной атмосфере, вакууме не ниже 10^{-1} мм рт. ст. или в упаковке при температуре 750—800° С, выдержка с момента прогрева 1—2 ч, охлаждение до 600° С по 50° С/ч, далее с печью. Если сталь без покрытия, то листы магнитопроводов целесообразно подвергать термовоздушному оксидированию. Установившихся режимов оксидирования для всех марок кремнистых сталей пока нет, а литературные данные сильно разнятся между собой. Ориентировочно можно рекомендовать следующие режимы [4]: для сталей 2111, 2112 — 650° С 30 мин; 2211, 2212 — 670° С 60 мин; 2311, 2312 — 700° С 60 мин; 2411, 2412 — 700—750° С 60 мин. Следует иметь в виду, что режимы оксидирования не являются критическими и могут приспосабливаться к местным условиям путем сокращения в известных пределах выдержки и повышения температуры, и наоборот.

Детали из нагартованной стали отжигают по режиму, согласованному с поставщиком и затем оксидируют или лакируют.

Горячекатаные стали 1211, 1212, 1213, 1311, 1312, 1313, 1411, 1412, 1413, 1511, 1512, 1513, 1514; 1521, 1561, 1562, 1571 и 1572 по ГОСТ 21427.3—75 поставляются только в отожженном состоянии.

Отжиг для снятия наклепа детали из этих сталей, предназначенные для электрических машин и силовых трансформаторов, проходят при необходимости по режиму, указанному выше для соответствующих или близких по содержанию кремния холоднокатаных сталей.

Листы магнитопроводов из сталей 1211, 1212 и 1213 для электрических машин малой мощности покрыты естественной окалиной и обычно не оксидируются. Листы магнитопроводов из сталей 1411, 1412, 1413, 1511, 1512, 1513, 1514, 1521, 1561, 1562, 1571 и 1572 для трансформаторов и дросселей малой мощности, работающих в слабых и средних полях, рекомендуется [4] оксидировать по режиму: нагрев до 600 ± 10° С, выдержка 60 мин, охлаждение на воздухе. Листы помещают в приспособления из окалиностойкой стали так, чтобы укладка не была слишком плотной.

Листы, предназначенные для сильноточных магнитопроводов, оксидируют по следующим режимам: стали 1212, 1213 — 650° С 60 мин; стали 1311, 1312, 1313 — 700° С 60 мин; 1411, 1412, 1413 — 700° С 60 мин; 1511, 1512, 1513, 1514, 1521 — 750° С 60 мин; охлаждение на воздухе [4].

Детали из анизотропных электротехнических сталей. Стали 3411, 3412, 3413, 3414, 3415, 3416, 3404, 3405 и 3406, ГОСТ 21427.1—75 поставляются в отожженном состоянии с термостойким изоляционным покрытием двух типов: обычным на сталях с толщиной листа 0,28, 0,30 и 0,35 мм для трансформаторов и мягким на сталях с толщиной листа 0,50 для электрических машин. Сталь в листах толщиной 0,50 мм может поставляться и без покрытия. Детали магнитопроводов силовых трансформаторов при необходимости проходят отжиг для снятия наклепа и уменьшения магнитострикции по режиму, указанному в ГОСТе: нагрев до 800—820° С, выдержка от 2,5 до 10 мин в атмосфере, предохраняющей от окисления, или выдержка до 3 мин на воздухе. Обычно такой отжиг проводят в рольганговых печах типа ОКБ-885 с защитной атмосферой или без нее.

Пластины шихтованных магнитопроводов трансформаторов и дросселей малой мощности, а также витые магнитопроводы для них отжигают в нейтральной среде или в упаковке, чтобы не повредить покрытие. Температура 790—820° С, выдержка 1—2 ч, охлаждение с печью.

Тонкие детали (толщиной 0,20; 0,15; 0,08 мм) изготовляют из сталей 3411, 3421, 3422, 3423, 3424 и 3425 по ГОСТ 21427.4—78, поставляемых в виде ленты, термически обработанной или неотожженной, которая может быть с термостойким изоляционным покрытием или без него. Нагартованная (неотожженная) лента поставляется без покрытия. Из ленты толщиной 0,20 и 0,15 мм изготовляют витые и шихтованные магнитопроводы; ленту толщиной 0,08 и 0,05 мм применяют только для витых магнитопроводов. Хотя ГОСТ не делает различия в нормах для магнитных свойств отожженных контрольных образцов из отожженной или из нагартованной и затем отожженной стали, но из практики известно [4], что магнитопро-

воды из нагартованной стали, например 3424, толщиной 0,15—0,08 мм после отжига имеют на 12—20% большую проницаемость при $H = 40 \div 1000$ А/м и на ≈13% меньшие потери $P_{1,5/50}$.

Для магнитопроводов из нагартованной стали, витых магнитопроводов, а также штампованных деталей из листов необходим высокотемпературный рекристаллизационный отжиг (табл. 18). Листы магнитопроводов, очищенные от остатков смазки перед отжигом, пропудривают прокаленным тальком, окисью кремния или окисью магния и помещают в приспособления из окалиностойкой стали для принудительного выпрямления. Одним из производительных способов очистки ленты от смазки является отжиг рулона в открытой печи при 450° С с последующей протиркой ленты.

Возможна также термическая обработка в окислительной среде [4] (воздух), успешно применяемая в различных вариантах рядом предприятий:

1) при высоких требованиях к магнитным параметрам в слабых и средних полях: оксидирование ленты в распушенных рулонах при 600° С 1 ч с охлаждением на воздухе, резка ленты на полосы и штамповка пластин, снятие заусенцев с ленты и пластин, навивка магнитопроводов, отжиг в вакууме 10^{-3} мм рт. ст. при 800° С 1 ч (оксидная пленка сохраняется), охлаждение до 600° С по 50° С/ч, далее с контейнером на воздухе;

2) при умеренных требованиях к магнитным параметрам: те же операции, но вместо вакуумного отжига отжиг в открытой печи при 800° С 1 ч;

3) оксидирование штампованных листов магнитопроводов при 700—750° С 1 ч, охлаждение на воздухе.

Детали из сплавов системы Fe—Ni и Fe—Ni—Co. Режимы термической обработки контрольных образцов по ГОСТ 10160—75 обеспечивают минимальный уровень магнитных свойств, записанный в стандарте. Чтобы параметры магнитопроводов возможно меньше отличались от параметров контрольных образцов, следует соблюдать минимальный перепад температур в пределах садки, а время выдержки считать после прогрева всей садки до заданной температуры. Для обеспечения указанного в ГОСТе разрежения при отжиге в вакууме необходимо проверять натекание в рабочем пространстве печи.

Во многих случаях высокие показатели магнитопроводов в реальных динамических режимах эксплуатации требуют иного сочетания магнитных параметров в слабых полях ($\mu_н$) и в полях вблизи $H_{\mu_м}$, чем приводимое в ГОСТе. Этого можно обычно достичь, варьируя скорость охлаждения после отжига. Повышение скорости охлаждения от ≈600° С у наиболее употребительных сплавов вызывает увеличение проницаемости в слабых полях, а замедленное охлаждение дает рост $\mu_м$ и снижение H_c. Варьируя далее выдержку при отжиге, максимальную температуру и степень разрежения (при отжиге в вакууме), можно экспериментально подобрать режимы термической обработки, позволяющие при упрощении технологии придать магнитопроводам параметры, обеспечивающие необходимое качество изделия.

Перед отжигом витые магнитопроводы надеваются на оправки, предохраняющие от деформации, а штампованные пластины помещаются в приспособления, предохраняющие от коробления и выпрямляющие их. Во избежание сваривания пластины с удаленными заусенцами пропудриваются прокаленными окисью кремния или магния.

Отжиг в вакууме ведется в печах типа ЭВТ-15, ОКБ-704А, СЭВ11, 5М1, СЭВ5,5/11, СГВ2,3/15, СКБ7019, МПВ-3 и др. с садкой 10—300 кг, максимальной рабочей температурой 1150—1600° С и остаточным давлением от $3 \cdot 10^{-3}$ до $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. или в откачиваемых контейнерах, помещаемых в печи с воздушной атмосферой.

Отжиг сплавов 36НКМП, 35НКХСП, 40НКМП, 68НМП (ГОСТ 10160—75) в продольном магнитном поле (постоянном или переменном) придает прямоугольность петле гистерезиса, повышает $\mu_м$ и снижает H_c. Такой отжиг обычно проходят витые или штампованные магнитопроводы тороидального типа, надетые на керамическую трубку со стальным или медным стержнем внутри. К концам стержня подводится напряжение частотой 50 Гц от понижающего трансформатора. Регулируя напряжение в первичной обмотке, устанавливают ток во вторичной

Таблица 18. Режимы отжига контрольных образцов из анизотропных ленточных сталей толщиной 0,20; 0,15; 0,08 и 0,05 мм по ГОСТ 21427.4—75

Марка стали	Состояние поставки	Среда отжига	Температура отжига, °С	Выдержка	Условия охлаждения
3411	Отожженная без покрытия	Атмосфера, предохраняющая от окисления. Водород, нейтральный газ, вакуум с остаточным давлением не выше 10^{-1} мм рт. ст.	800—820	2,5—10 мин	На воздухе
3421 3422 3423 3424 3425			750—850	1—4 ч	Со скоростью не более 50° С/ч до 200° С, далее произвольно
3421 3422 3423 3424 3425	Отожженная с покрытием	Нейтральный газ	750—850	1—4 ч	То же
3411 3421 3422 3423 3424 3425	Нагартованная без покрытия	Вакуум с остаточным давлением не более 10^{-2} мм рт. ст., чистый сухой водород с точкой росы не выше —50° С	1100—1150	6 ч	Со скоростью не более 200° С/ч до 200° С, далее произвольно

Таблица 19. Режимы термовоздушного оксидирования пластин магнитопроводов из Fe—Ni-сплавов разной толщины *

Марка сплава	Толщина, мм	Температура оксидирования, °С
50Н	0,1—0,35	660—700
50НХС	⩽0,1	600—750
50НХС	0,25—0,35	650—700
79НЗМ	⩽0,1; 0,25—0,35	680—700
80НХС	⩽0,1	680—700
80НХС	0,25—0,35	680—700

* Выдержка 60 мин, а для сплава 80НХС в виде ленты толщиной ⩽0,1 мм — 30 мин.

обмотке, создающий на периферии магнитопровода поле напряженностью (амплитудной) не менее 800 А/м. Возможен также магнитный отжиг собранных в пакете пластин Г, П и Ш-образной формы, образующих замкнутую магнитную цепь. Поле при этом создается шиной, или при Ш-образной форме двумя отрезками согнутой на 180° шины. Значения $\mu_м$ и коэффициента прямоугольности таких магнитопроводов ниже, чем у тороидальных.

Температурную стабильность магнитных свойств сплавов с наивысшей магнитной проницаемостью в слабых полях (группа I по ГОСТ 10160—75) можно улучшить термической обработкой. Замедленное охлаждение от $\approx 600°$ С после отжига значительно уменьшает температурную зависимость $\mu_м$ и H_c для сплавов в виде лент толщиной 0,05—0,2 мм. Для сплава 79НМ рекомендуется следующий режим [7]: при достижении температуры $\approx 600°$ С делается выдержка 1—2 ч, затем дальнейшее охлаждение до 450° С по 50° С/ч, далее с выключенной печью. При этом несколько снижается до 12 000—18 000 $\mu_н$ и повышается коэффициент прямоугольности в слабых полях. В статическом режиме намагничивания изменения $\mu_н$ и H_c в интервале $-60 \div +100°$ С не превосходят ±10—15% относительно значений при 20° С. В динамическом режиме изменения проницаемости в диапазоне индукций от 0,05—0,1 до 0,4—0,5 Тл не выходят за те же пределы.

Термовоздушное оксидирование пластин и колец из некоторых пермаллойных сплавов является эффективным способом создания межвитковой изоляции, повышения коэффициента заполнения и уменьшения разброса параметров магнитопроводов. Эта обработка известна уже много лет и успешно применяется в промышленности [4]. В табл. 19 приведены режимы оксидирования пластин из сплавов различных марок и толщин. Скорость охлаждения следует устанавливать опытным путем.

Детали из магнитотвердых материалов

Магниты из деформируемых сплавов систем Fe—Co—V и Fe—Co—Cr—V, литые магниты из сплавов систем Fe—Ni—Al и Fe—Co—Ni—Al. При содержании 4—8% V деформируемые сплавы обладают малой H_c при высокой B_r и могут применяться для магнитоуправляемых контактов. При 10—13% V H_c резко возрастает, и магниты из таких сплавов служат источниками магнитного поля. Режимы термической обработки и получаемые магнитные параметры приведены в табл. 20.

Термическая обработка литых магнитов из сплавов систем Fe—Ni—Al и Fe—Co—Ni—Al регламентирована ГОСТ 17809—72. Следует учитывать, что все эти сплавы хрупки, и потому нагрев магнитов до температур 1200—1300° С должен производиться с мерами предосторожности, зависящими от состава сплава и формы магнитов.

Детали для активной части роторов гистерезисных электродвигателей и муфт из деформируемых сплавов Fe—Co—V, Fe—Cr—Co—V, Fe—Co—V—Ni; Fe—Co—Mo—W и Fe—Cr—W. Режимы термической обработки этих сплавов даны в табл. 21. Сплавы Fe—Co—V резко изменяют значения гистерезисных параметров при температурах отпуска ниже температуры, при которой достигаются максимальные значения H_c и $(BH)_{макс}$. Поэтому необходимо обеспечить строгое постоянство температуры (±2—3° С) в объеме печи, занимаемом пакетами штампованных листов ротора и периодически его контролировать. При отпуске спай термопары должен находиться в центре рабочей зоны. Различие в оптимальной

Таблица 20. Режимы термической обработки и магнитные параметры деформируемых сплавов систем Fe—Co—V, Fe—Cr—Co—Al для постоянных магнитов

Марка и содержание основных легирующих элементов, %	Сортамент	B_r, Тл	H_c, кА/м	$B_r \cdot H_c$, кДж/м³	Режимы термической обработки
		Не менее			
52К10Ф (53 Со; 10,5 V)	Лист горячекатаный толщиной 1,5—10,0 мм	1,0	15,2—18,2	9,6	Отпуск при температуре 560—620° С с посадкой в печь, нагретую до заданной температуры, выдержка 20—40 мин, охлаждение на воздухе
52К11Ф (53 Со; 10,8 V)		1,0	17,6		
52К12Ф (53 Со; 12 V)		0,75	24		
52К10Ф	Проволока холоднотянутая диаметром 0,5—3,0 мм	1,0	15—18,2	11	
52К12Ф		1,0	24	12	
52К13Ф (53 Со; 12,8 V)		0,85	28	12	
28Х20КЮ (28 Cr; 23 Co; 0,5 Al)	Листы холоднокатаные толщиной 1,25 мм	0,5	32	11	Закалка от 1300—1320° С в холодной воде, отпуск ступенчатый: 640°С 40 мин +600° С 2 ч + 580° С 2—4 ч, охлаждение с печью до 200° С далее на воздухе

Таблица 21. Режимы термической обработки, магнитные параметры и сортамент деформируемых сплавов для роторов гистерезисных электродвигателей и муфт [7]

Марка сплава	Состав, %	Сортамент	Рабочее поле, кА/м	Удельные потери $P_r/H_м$, Эрг/см³/Э	Температура отпуска, °С
52КФ5	53 Co; 4,4 V	Листы и ленты холоднокатаные толщиной 0,2 — 1,3 мм	4,0—5,2	2600	500—600
52КФ7	53 Co; 6,4 V	То же	5,6—8,0	2100	500—650
52КФ9 *	53 Co; 8,4 V	»	8,0—12	2000	500—620
52КФ11	53 Co; 10,8 V	»	12—20	1900	420—620
52КФ5	53 Co; 12 V	»	20—28	1400	450—620
52КФА	53 Co; 12,8 V	»	28—34	1300	450—620
35КХ4Ф	35 Co; 8 V; 4 Cr	Листы холоднокатаные толщиной 0,5; 0,5; 0,7 и 1,0 мм	2,4—4,8	1820	
35КХ6Ф	35 Co; 8 V; 6 Cr	Ленты холоднокатаные толщиной 0,3 и 0,7 мм	4,8—6,4	1700	550—570
35КХ8Ф	35 Co; 8 V; 8 Cr	Листы холоднокатаные толщиной 0,3; 0,5; 0,7 и 1 мм	6,4—9,6	1760	550—570
35КФ10Н	35 Co; 4 V; 10 Ni	То же	1,6—3,2	1800	575—600
12КМВ12 **	12 Co; 6 Mo; 12 W	Прутки горячекатаные диаметром 15—20 мм	12—24	1500—2000	
12КМВ14 **	12 Co; 6 Mo; 14 W	Прутки кованые диаметром 21—60 мм	12—24		700—750
5ХВ14 **	5 Cr; 14 W	Лист горячекатаный толщиной 3,0—5,0 мм	]	]	
		Прутки кованые диаметром 20—50 мм	5,6—6,8	1500	700—750

* См. [2].
** Отпуск проводится после закалки при 1250—1300° С, выдержка 3 мин, охлаждение в масле.

температуре отпуска разных плавок одного и того же сплава может достигать 20—30° С, поэтому для каждой плавки температура отпуска и его длительность подбираются опытным путем: проводят отпуск пар пробных пакетов листов ротора при номинальной температуре и температурах, отличающихся от нее на ±5—10° С. При этом увеличение выдержки действует в том же направлении, что и увеличение температуры.

Перед отпуском подставка для пакетов помещается в нагретую до заданной температуры печь и после прогрева выдерживается еще 1 ч. Затем собранные на оправках пакеты помещаются на подставку и проходят отпуск.

Магнитные параметры сплавов системы Fe—Cr—Co—V значительно менее чувствительны к температуре отпуска и ее колебаниям, но и для них она должна уточняться для каждой плавки [2]. Вначале проводят в открытой печи отпуск двух контрольных пакетов при 550 и 570° С и в зависимости от полученных результатов испытания их в двигателе принимают как оптимальную одну из этих температур либо другую пару пакетов отпускают при повышенной или пониженной температуре и снова производят испытание. Выдержка при отпуске 1 ч, но может быть увеличена до 2—8 ч. Точность измерения температуры не менее ±10° С.

Для расширения диапазона рабочих полей гистерезисных двигателей допускается отпуск пакетов при температурах в диапазоне 500—660° С.

Листы из сплавов 12КМВ12 и 12КМВ14 перед механической обработкой закаливают в масле от 1250° С с выдержкой 5 мин. После механической обработки листы помещают в печь при 400° С и вместе с ней нагревают до 800° С 1 ч. Затем переносят в соляную ванну с температурой 1270° С, выдерживают 3 мин и закаливают в масле. Далее следует отпуск при 700—750° С с охлаждением на воздухе.

Детали из сплава 5Х14В (активная часть ротора) нагревают в хлорбариевой ванне при 1250—1300° С в течение 3 мин и закаливают в масле. Затем проводят пробные отпуска при 700 ± 10° С и 750 ± 10° С (по две детали на каждую температуру) с выдержкой 1 ч и охлаждением на воздухе. Оптимальная температура отпуска устанавливается по результатам испытания деталей в двигателе.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Буйнов Н. Н., Захарова М. И.** Распад металлических пересыщенных твердых растворов. М.: Металлургия, 1964. 143 с.
2. **Гаврилов А. Н., Чижиков В. Ю.** Технология магнитных элементов для приборов средств автоматики и вычислительной техники. М.: Энергия, 1974. 231 с.
3. **Критская А. И., Мелова Г. А.** Динамическое старение стали как метод повышения надежности и долговечности упругих элементов приборов. — Приборы и системы управления, 1976, № 9, с. 50—51.
4. **Мишкевич Р. И., Гауптман А. Г.** Термическое оксидирование магнитно-мягких сплавов. М.: Машиностроение, 1973. 128 с.
5. **Отпуск** под напряжением закаленной стали/Л. Е. Алексеева, В. И. Саррак, С. О. Суворова, Р. И. Энтин, С. Г. Эмеевец. — В кн.: Проблемы металловедения и физики металлов, 1972, вып. 1, с. 182—190.
6. **Поток Я. М.** Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972. 208 с.
7. **Прецизионные** сплавы; Справочник/Под ред. Б. В. Молотилова. М.: Металлургия. 1974. 447 с.
8. **Производство** низкоуглеродистого железа/Р. Б. Гутпов, Б. Н. Сухотин, И. Я. Сокол, В. П. Туиков, И. Г. Резник. М.: Металлургия, 1973. 371 с.
9. **Розенберг В. М., Иедлинская З. М.** Дисперсионно-твердеющие пружинные сплавы на медной основе. — Цветные металлы, 1976, № 6, с. 65—67.
10. **Романенкова Г. А., Рахштадт А. Г.** Динамическое старение дисперсионно-твердеющих сплавов. — В кн.: Новые стали и сплавы в машиностроении. М.: Машиностроение, 1976, с. 45—51.
11. **Спектор А. Г.** Размерная стабильность подшипниковой стали. М.: Специнформцентр подшипниковой промышленности, 1969, с. 180.
12. **Термоэлектрохимическая** обработка упругих элементов/С. Я. Грихилес, А. Г. Рахштадт, А. М. Рябышев, Р. И. Мишкевич. М.: Машиностроение, 1978. 136 с.
13. **Фролов Г. Н.** Точность изготовления упругих элементов приборов. М.: Машиностроение, 1966. 174 с.
14. **Хенкин М. Л., Локшин И. Х.** Размерная стабильность металлов и сплавов в точном машиностроении и приборостроении. М.: Машиностроение, 1974. 255 с.

Глава 25

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ШТАМПОВ

1. СТАЛИ ДЛЯ ШТАМПОВ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Условия работы штампов. Штампы горячего деформирования в процессе эксплуатации находятся в сложных и жестких условиях нагружения, для которых характерны: 1) увеличенные действующие напряжения, уровень которых приближается к пределу текучести штамповых сталей; 2) высокие температуры нагрева, близкие или в ряде случаев превосходящие температуры фазовых превращений штамповых сталей в твердом состоянии; 3) циклическое воздействие напряжений от знакопеременных усилий деформирования, термических, определяемых условиями нагрева и охлаждения штампов, а также напряжений, вызываемых фазовыми превращениями; 4) химическое воздействие деформируемых материалов, которое особенно проявляется в процессе прессования и полужидкой штамповки.

В указанных условиях эксплуатации штампы для горячего деформирования разрушаются по следующим причинам: 1) в результате пластической деформации (смятия) или хрупкого разрушения в зависимости от величины, знака и характера действующих напряжений и температуры деформирования; 2) вследствие образования сетки разгарных трещин на рабочей поверхности штампов, 3) в результате усиленного износа из-за химического взаимодействия при жидкой (полужидкой) штамповке и прессовании цветных металлов и сплавов или окисления при деформировании менее активных конструкционных материалов.

Требования, предъявляемые к штамповым сталям для горячего деформирования. Высокая стойкость инструмента и наиболее эффективные методы его производства (изготовления) определяются соответственно основными и технологическими свойствами штамповых сталей.

Основные свойства сталей: 1) высокая теплостойкость, определяющая сопротивление стали пластической деформации, смятию при нагреве и характеризующаяся пределом текучести сталей при температурах деформирования; теплостойкость чаще всего условно определяется температурой четырехчасового отпуска, после которого твердость стали составляет *HRC* 45; 2) высокая вязкость, определяющая сопротивление стали хрупкому разрушению, которое проявляется в образовании макротрещин и трещин разгара; характеризуется, чаще всего, ударной вязкостью; 3) окалиностойкость и сопротивление коррозии под напряжением, характеризующие сопротивление стали износу, протекающему в результате образования окалины и химического взаимодействия штампа и обрабатываемого материала.

Технологические свойства сталей: 1) минимальная деформация при термической обработке; 2) широкий интервал закалочных температур; 3) высокая закаливаемость и прокаливаемость; 4) устойчивость против обезуглероживания и окисления; 5) удовлетворительная обрабатываемость давлением и резанием; 6) удовлетворительная шлифуемость.

Классификация штамповых сталей для горячего деформирования. Наиболее целесообразно классифицировать штамповые стали по способу их упрочнения, так как он определяет основные и технологические свойства сталей, а также режимы их термической обработки. Такая классификация штамповых сталей приведена ниже.

1. Стали, упрочняемые в результате мартенситного превращения; к ним относятся менее легированные стали типа 5ХНМ, 5ХНВ и др. Стали характеризу-

Таблица 1. Температуры отжига с непрерывным охлаждением, изотермического отжига, высокого отпуска и твердость (*HB*) штамповых сталей после этих видов термической обработки

Марка стали	Критические точки, °С		Изотермический отжиг			Отжиг с непрерывным охлаждением		Высокий отпуск	
			Температура, °С		Твердость *HB*	Температура нагрева, °С	Твердость *HB*	Температура нагрева, °С	Твердость *HB*
	Ac_1	Ac_3	нагрева	изотермической выдержки					
5ХНМ	730	780	760—790	650—660	197—229	760—790	197—241	680—700	207—241
5ХНВ	740	780	760—790	650—660	207—229	760—790	207—241	700—720	207—241
5ХГМ	730	770	760—790	640—650	207—229	760—790	207—241	650—690	205—255
5ХНВС	730	800	780—820	650—660	207—255	780—820	207—255	680—720	255
7Х3	770	850	—	—	—	800—820	187—229	680—710	229—241
8Х3	760—770	—	—	—	—	800—820	207—229	680—710	229—255
5ХВ2С	770—785	—	800—820	650—660	207—255	800—820	229—255	740—760	255
4ХМФС	760	805	810—830	670—700	197—241	810—820	197—255	700—750	241
3Х2В8Ф	800	850	860—880	660—700	229—269	860—880	229—269	750—780	269
4Х3ВМФ	760	820	850—660	650—660	197—229	850—860	197—229	740—760	269
4Х5В2ФС	800	870	870—880	680—690	229—241	870—880	241	750—770	269
4Х2В5ФМ	810	905	870—890	680—700	241	870—890	269	760—780	269
4Х4ВМФС	830	900	880—900	660—680	229—241	880—900	241	750—780	269
3Х3М3Ф	815	875	860—680	660—680	197—229	860—880	229—241	760—780	255
4Х5МФС	840	870	840—860	670—690	197—241	840—860	229—241	760—780	241—255
4Х5МФ1С	870	920	870—880	660—690	229—241	860—880	229—241	780—800	269
30Х2МНФ	770	800	780—810	650—660	197—229	780—810	197—241	690—700	229—241
27Х2НМВФ	790	820	800—820	660—680	197—229	800—820	229—241	700—710	229—241
4Х2В2МФС	800	840	830—850	670—690	229—241	830—850	229—241	700—710	229—241
5Х3В3МФС	790	880	840—880	690—700	229—255	840—880	229—255	750—780	269
2Х6В8М2К8	850	910	880—900	640—705	241—269	880—900	241—269	780—820	269
2Х9В6	900	945	840—860	680—700	197—229	880—910	229—241	680—730	241

Таблица 2. Режимы закалки и отпуска деталей штампового инструмента горячего деформирования, величина зерна и твердость после окончательной термической обработки

Марка стали	Закалка		Балл зерна	Твердость *HRC*	Отпуск	
	Температура, °С				Температура нагрева, °С	Твердость *HRC*
	подогрева	окончательного нагрева				
5ХНМ	700—750	840—860	—	56—60	500—550	38—41
5ХНВ	700—750	840—860	—	56—59	400—480 520—550	42—46 38—42
5ХГМ	650—700	820—850	—	53—59	400—500 480—540	42—45 38—41
5ХНВС	700—750	800—880	—	59—58	400—440 560—600	42—47 38—40
7Х3	650—700	850—880	—	56—60	480—540	41—47
8Х3	650—700	820—850	10	58—60	480—500	38—42
4ХМФС	700—750	910—930	10	53—55	480—550	42—46
3Х2В8Ф	700—750	1070—1100	10	48—52	580—600 600—620	44—46 42—48
4Х3ВМФ	840—860	1120—1160	8—9	52—54	630—660	39—42
4Х5В2ФС	700—750	1040—1060	9—10	52—54	640—660	42—46
4Х2В5ФМ	840—860	1030—1050	10	53—56	560—580	47—49
4Х4ВМФС	840—860	1050—1080	9—10	48—51	560—580	47—49
3Х3М3Ф	700—750	1050—1070	10	55—61	630—660	42—46
4Х5МФС	700—750	1030—1050	10—11	47—50	620—630	47—50
4Х5МФ1С	700—750	1000—1020	10	50—52	580—600	47—48
30Х2МНФ	700—750	1020—1040	10—9	51—54	530—560	47—49
27Х2НМВФ	700—750	930—950	10—9	43—45	560—580	47—50
4Х2В2МФС	700—750	930—960	10—9	42—46	550—570	40—42
5Х3В3МФС	850—870	1080—1100	9—10	56—58	560—580	40—42
2Х6В8М2К8	840—860	1120—1150	10	53—56	650—670	42—46
2Х9В6	820—860	1180—1220	10	52—54	660—680	42—46
		1120—1140	9—10	46—48	660—680 700—720 570—580	54—56 50—51 42—46

Примечания. 1. Охлаждающая среда при закалке — масло.
2. В связи с трудностью выявления зерен контроль величины аустенитного зерна для сталей 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХГМ, 5ХНВС и 7Х3 не проводится.

Таблица 3. Технологические режимы процессов поверхностного упрочнения штампов для горячего деформирова...

Наименование процесса	Марка стали	Среда	Компоненты	Температура процесса, °С	Время процесса, ч	Толщина слоя, мм	Твердость слоя *HV*
Азотирование	5ХНМ, 5ХНВ, 7Х3, 5ХГСВФ, 4ХМФС	Газовая	Аммиак, степень диссоциации 25—40%	480—560	40—50	0,3—0,5	650—700
	4Х5В2ФС, 4Х3ВМФ, 4Х5МФС, 4Х5МФ1С, 3Х3М3Ф	Газовая	Аммиак, степень диссоциации 40—60%	540—550	15—20	0,15—0,25	750—900
	3Х2В8Ф, 4Х4ВМФС, 5Х3В3МФС, 2Х9В6, 4Х2В5ФМ	Газовая	Аммиак, степень диссоциации 50—80%	560—580	8—12	0,2—0,3	750—850
Нитроцементация	3Х2В8Ф, 3Х3М3Ф, 4Х4ВМФС, 4Х2В2МФС	Газовая	Эндогаз, подача 25 м³/ч, аммиак, 2 м³/ч, природный газ 1 м³/ч	830—850	10—14	0,7—1,2	650—950
Борирование	3Х2В8Ф, 5ХНМ, 5ХНВ, Х12М	Жидкая	Карбид бора B_4C — 84%, бура — 16%, хлористый аммоний — 3%	950	8—10	0,5—1	До 2500
Хромирование	4Х5МФ1С, 4Х5В2ФС, 5Х3В3МФС	Твердая	Феррохром — 75%, окись алюминия — 25% + + NH_4Cl — 3%	1100	8—10	0,3—0,5	До 1800

Таблица 4. Механические свойства сталей для штампов горячего деформирования

Марка стали	*HRC* после окончательной термической обработки	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	$a_н$, кгс·м/см²	δ	ψ
		кгс/мм²			%	
5ХНМ	42—46	160—165	140—145	3,6—3,8	8—10	40
5ХНВ	42—45	145—150	—	3,5—4,2	8—10	45
5ХГМ	42—47	150—160	140—150	3,0—4,0	9—12	25—35
5ХНВС	41—47	150—160	—	2,0—2,8	7—9	27—30
7Х3	50—52	170—180	165—175	1,8—2,0	4—7	16—19
8Х3	42—46	150—160	145—155	2,0—2,5	6—9	18—20
4ХМФС	44—46	158—164	138—145	4,0—4,5	12—14	45—50
3Х2В8Ф	42—45	140—150	135—145	1,8—2,5	9—10	28—32
4Х3ВМФ	47—49	170—175	145—150	4,0—4,3	12—14	44—48
4Х5В2ФС	47—49	180—185	165—170	1,6—2,5	7—10	30—36
4Х5МФС	47—49	170—175	145—150	5,0—5,5	10—11	45—48
4Х4ВМФС	48—50	175—185	160—165	2,8—4,0	8—10	30—35
3Х3М3Ф	46—48	165—172	145—155	4,5—6,0	12—13	50—55
5Х3В3МФС	42—46	160—154	150—154	1,5—2,3	8—10	30—35
2Х6В8М2К8	50—51	175—180	165—175	1,5—2,2	8—10	27—33
2Х9В6	42—46	150—160	130—135	7,0—8,0	12—15	45—50

Таблица 5. Области рационального использования штамповых сталей для горячего деформирования [2—5; 7; 10; 13; 16; 19; 22]

Технология процесса горячего деформирования	Вид инструмента	Условия работы	Рекомендуемые стали	Твердость *HRC*
Штамповка на молотах Черновая штамповка	Блоки цельные к молотам с массой падающих частей, т: до 1 до 3 до 6 более 6	Нагрев 400—450° С	5ХНВ, 4ХМФС 5ХНМ, 5ХНВС 5ХГМ, 5ХНВС 27Х2НМФ, 30Х2НМФ	46—50 40—44 36—38 35—36
	Блоки для вставок: литые кованые	Нагрев 450—600° С	5ХНМ, 27Х2НМВФ, 4Х5МФС 4Х5МФС, 4Х5В2ФС 4ХМФС, 4Х3ВМФ	42—46 36—44
	Пуансоны для безоблойной штамповки	Нагрев 600—750° С	3Х2В8Ф, 4Х5МФС 4Х5В2ФС, 4Х2В2МФС 2Х6В8М2К8	41—46
	Выталкиватели	Нагрев до 300° С	7Х3, 8Х3, 6Х3ФС	45—50
Прессование на кривошипных горячештамповочных прессах, обработка на ГКМ	Пуансоны Матрицы	Цветные и мягкие материалы, нагрев до 500° С	4Х5МФС, 4Х4ВМФС 5ХГМ; 5ХНВ	45—50 42—46
	Матрицы крупных размеров (бандажи, контейнеры)	Нагрев 400—500° С	4Х3МФС, 27Х2Н2МВФ, 30Х2НМФ	35—42
	Обоймы матриц и матрицедержатели	Нагрев 330—350° С	5ХГМ, 5ХНВС	40—54
	Пуансоны для прошивки: алюминия и нелегированных сталей титана, коррозионно-стойких сталей, сплавов на основе никеля, медных сплавов	Нагрев 500—620° С Нагрев до 700—750° С и выше	4Х5МФС, 4Х4ВМФС, 4Х2В5ФМ 2Х6В8М2К8, 5Х3В3МФС	46—51 47—51

Продолжение табл. 5

Технология процесса горячего деформирования	Вид инструмента	Условия работы	Рекомендуемые стали	Твердость HRC
	Матрицы для прессования титана, коррозионно-стойких сталей и медных сплавов	Нагрев выше 750° С	2Х6В8М2К8, аустенитные стали и сплавы	44—46
Прессование на быстроходных прессах, высокоскоростная машинная штамповка	Штамповые инструменты небольших размеров	Нагрев до 550° С,[а] интенсивное охлаждение	3Х3М3Ф 4Х5МФС 4Х4ВМФС	44—46 46—48 44—46
Накатка	Накатники	Нагрев 650—700° С; динамические нагрузки	4Х4ВМФС 5Х3В3МФС 2Х6В8М2К8 *	50—52 50—52 54—56
Горячая рубка и резка	Ножи и пилы	Нагрев: до 300° С до 600° С выше 600° С	7Х3, 8Х3 4Х4ВМФС 4Х4ВМФС 4Х5МФ1С Наплавка на пилы и ножи теплостойких сплавов, основа ножей стали 4Х5МФС, 50ХНМ	50—54 48—52 48—53 48—53 52—53
Литье металлов под давлением	Пресс-формы литья цинковых сплавов	Нагрев: 350—400° С	4Х5МФС 4Х5МФ1С	45—49 45—49
	магния и алюминия **	выше 400° С	4Х4ВМФС, 2Х9В6	45—49
	медных сплавов	выше 700° С	4Х5МФ1С 2Х9В6 2Х9В6 2Х6В8М2К8	47—50 38—42 40—43
Литье металлов	Формы литья железных и никелевых сплавов	Нагрев выше 800° С, напыление	Тугоплавкие металлы, сплавы молибдена	28—30
Литье неорганических материалов	Формы литья стекла и др.	Нагрев выше 700° С, напыление, износ	Коррозионно-стойкие стали	25—30

* Для накатки при 700—800° С.
** Для пресс-форм литья целесообразно применять также коррозионно-стойкие стали типа 2Х12ВМБФР.

зуются невысокой теплостойкостью (350—450° С) и повышенной ударной вязкостью (более 4 кгс·м/см² на образцах с надрезом).

2. Стали, упрочняемые путем мартенситного превращения и дисперсионного твердения. Это наиболее многочисленная группа штамповых сталей; к ней следует отнести стали с содержанием углерода до 0,5%, хрома 2—6%, вольфрама и молибдена до 8—10%, ванадия до 1,5% и кобальта до 8% (в сталях повышенной теплостойкости). Стали этой группы отличаются сочетанием повышенной теплостойкости (до 650—740° С) и удовлетворительной вязкости (до 3—4 кгс·м/см² на образцах с надрезом).

Повышенная теплостойкость обеспечивается путем дисперсионного твердения, которое, вместе с тем, снижает вязкость. Однако удовлетворительный уровень ударной вязкости сохраняется благодаря фазовой перекристаллизации этих сталей при термической обработке.

Режимы термической обработки сталей для горячего деформирования приведены в табл. 1—3, механические свойства — в табл. 4, а области рационального использования — в табл. 5.

2. СТАЛИ ДЛЯ ШТАМПОВ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Условия работы штампов. Штампы холодного деформирования работают в условиях высоких и переменных нагрузок, которые характеризуются 1) высокими знакопеременными напряжениями, 2) изнашиванием рабочих частей, 3) повышенными температурами (до 400—500° С) при деформировании высокопрочных материалов и высокой интенсивности штамповки.

Основные причины выхода из строя штампов для холодного деформирования в указанных условиях эксплуатации: 1) хрупкое разрушение от высоких и переменных действующих напряжений, малоцикловая усталость; 2) изменение формы и размеров штампов в результате абразивного (ударно-абразивного) износа; 3) изменение формы и размеров штампов в результате пластической деформации (смятия).

Требования, предъявляемые к штамповым сталям для холодного деформирования. Особенности эксплуатации штампов холодного деформирования определяют основные требования, предъявляемые к материалам для их изготовления: 1) повышенная твердость и износостойкость; 2) высокое сопротивление малым пластическим деформациям, удовлетворительная прочность и вязкость; 3) достаточная теплостойкость при жестких условиях штамповки.

Основные свойства сталей: 1) высокая твердость, которая является необходимым условием осуществления процесса холодной штамповки и определяет сопротивление стали пластической деформации; необходима твердость не менее *HRC* 56—60; 2) достаточная прочность и вязкость в сочетании с высокой твердостью, повышающие сопротивление стали хрупкому разрушению и усталости; 3) теплостойкость не менее 400—500° С, определяющая сопротивление стали смятию и пластической деформации при тяжелых условиях штамповки.

В зависимости от вида операций, свойств штампуемого материала, состояния оборудования и других факторов роль каждого из перечисленных свойств может изменяться. Так, для вырубных штампов основными свойствами являются вязкость, прочность и износостойкость, а для штампов холодного прессования (пуансонов) — сопротивление малым пластическим деформациям, износостойкость и теплостойкость.

Для штампов холодного деформирования, являющихся сложными инструментами больших размеров и высокой точности, большое значение имеют технологические характеристики штамповых сталей.

Технологические свойства: 1) равномерное распределение карбидов, особенно в крупных штампах; 2) хорошая обрабатываемость резанием; 3) устойчивость против обезуглероживания; 4) высокая закаливаемость и прокаливаемость; 5) минимальная деформация при термической обработке; 6) удовлетворительная шлифуемость.

Таблица 6. Температуры изотермического отжига, отжига с непрерывным охлаждением, высокого отпуска и твердость *НВ* после этих видов термической обработки

Марка стали	Критические точки, °С		Изотермический отжиг			Отжиг с непрерывным охлаждением		Высокий отпуск	
			Температура, °С		Твердость *НВ*				
	Ac_1	Ac_3	нагрева	изотермической выдержки		Температура нагрева, °С	Твердость *НВ*	Температура нагрева, °С	Твердость *НВ*
Х12ВМ	815	—	830—850	700—720	241—255	830—850	255	750—780	255
Х12	800—810	820—840	840—860	700—740	207—255	840—860	241—255	—	—
Х12М	830—840	855—865	850—870	700—720	207—255	850—870	241—255	750—780	255
Х12Ф1	800—810	860—870	850—870	680—700	207—255	850—870	241—255	750—780	255
Х6ВФ	810—820	845	830—850	700—720	207—241	830—850	207—241	760—790	241
8Х6НФТ	730	790	800—820	680—690	207—241	800—820	207—241	680—700	241
9Х5ВФ	815	830	820—840	700—720	229—241	820—840	229—241	750—770	241
Х6Ф4М	840	880	880—900	690—700	229—241	880—900	229—241	760—780	255
8Х4В3М3Ф2	865	895	850—870	710—730	229—255	850—870	241—255	750—770	255
7ХГ2ВМ	765—775	820	770—790	600—620	255—269	770—790	269	680—700	269
6Х6В3МФС	875	905	860—880	760—780	241—255	860—880	255	760—780	269
6Х3ФС	760—790	950—975	820—840	680—700	184—197	820—840	207—229	650—680	229
6Х4М2ФС	820	850	850—870	720—740	201—217	850—870	217—235	700—730	255
8Х4В2С2МФ	840	880	880—900	740	207—229	880—900	217—235	750—780	229

Таблица 7. Режимы закалки и отпуска деталей штампового инструмента холодного деформирования; величина зерна и твердость после окончательной термической обработки

Марка стали	Закалка			Балл зерна	Твердость *HRC*	Отпуск	
	Температура, °С		Охлаждающая среда			Температура нагрева, °С	Твердость *HRC*
	подогрева	окончательного нагрева					
Х12ВМ	650—700	1000—1030	Масло	10	63—65	350—400	58—59
Х12	650—700	950—980	»	11	63—65	180—200	60—62
						320—350	56—59
Х12М	650—700	1000—1030	»	10—11	63—65	190—210	60—62
			Селитра			320—350	57—58
Х12Ф1	650—700	1030—1050	Масло	10—11	62—64	180—200	60—62
			Селитра			400—420	56—58
Х6ВФ	650—700	980—1000	Масло	11	63—65	150—170	62—63
			Селитра			280—300	56—58
8Х6НФТ	650—700	950—1000	Масло	11	58—60	280—300	56—57
						400—420	54—56
9Х5ВФ	650—700	950—1000	»	10—11	58—60	280—300	57—58
						400—420	54—56
Х6Ф4М	650—700	980—1020	»	11—12	63—65	180	61—62
		1140—1160	»	10	61—62	550 (трехкратный по 1 ч)	62—64
8Х4В3М3Ф2	860—880	1150—1175		10—11	60—62	550—560 (трехкратный по 1 ч)	60—62
7ХГ2ВМ	650—700	850—860	»	10—11	61—62	140—160	59—60
			Воздух			200	57—58
6Х6В3МФС	800—850	1050—1070	Селитра Масло	11	60—62	540—560 (первый отпуск), 480—500 (второй отпуск)	58—60
6Х3ФС	700—750	980—1020	»	10—11	56—60	180—200	56—59
6Х4М2ФС	800—850	1050—1070	»	11	60—62	520—540	59—61
8Х4В2С2МФ	700—750	1060—1090	»	10—11	62—64	530—540 (трехкратный по 1 ч)	62—63

Таблица 8. Механические свойства сталей для штампов холодного деформирования

Марка стали	*HRC* после окончательной термической обработки	$\sigma_{изг}$, кгс/мм²	$a_н$, кгс·м/см²
Х12	60—62	200—220	1—2
Х12ВМ	57—58	210—220	2—3
Х12М	60—62	250—270	4—5
	57—58	280—320	5—8
Х12Ф1	60—62	230—260	2,5—3,5
	57—58	275—320	6—8
Х6ВФ	62—63	260—310	7—10
	56—58	350—360	9—10
8Х6НФТ	56—57	380—390	7—8
	55—56	360—370	9—10
9Х5ВФ	60—62	280—330	6—7
	57—58	400—420	5—6
Х6Ф4М	62—64 (вторичная)	340—360	4—5
	61—62 (первичная)	340—350	5—6
8Х4В3М3Ф2	60—61	370—380	4,5—5,0
7ХГ2ВМ	59—60	320—350	13—15
	57—58	370—380	9—12
6Х6В3МФС	58—60	360—370	14—18
6Х3ФС	57—59	320—350	3,5—4,5 *
6Х4М2ФС	59—61	400—450	14—16
8Х4В2С2МФ	62—64	375—385	3—4,5

* На образцах с надрезом, на образцах без надреза $a \geqslant 30$ кгс·м/см².

Классификация штамповых сталей для холодного деформирования. Штамповые стали для холодного деформирования по способу их упрочнения разделяют на две группы.

1. Стали, упрочняемые в результате мартенситного превращения (закалка на первичную твердость);

2. Стали, упрочняемые путем мартенситного превращения и дисперсионного твердения (закалка на вторичную твердость).

К сталям, обрабатываемым на первичную твердость, относятся стали высокой вязкости (7ХГ2ВМ, 6Х3ФС и др.) и износостойкие стали (Х12М, Х6ВФ и др.).

Указанный для этой группы сталей способ упрочнения позволяет сохранить возможно больший уровень вязкости, что важно для штампов, работающих в условиях повышенного износа. В этом случае в сталях присутствует увеличенное количество карбидов, а структура характеризуется повышенной карбидной неоднородностью, что снижает сопротивление штампов хрупкому разрушению.

Вместе с тем, все штамповые стали, обрабатываемые на первичную твердость, сохраняют после отпуска некоторое количество остаточного аустенита. Это значительно снижает сопротивление сталей малым пластическим деформациям и ограничивает их применение для инструмента, работающего в условиях повышенных давлений (более 140—160 кгс/мм²). Кроме того, эти стали отличаются невысокой теплостойкостью и, следовательно, ограниченно применимы для условий интенсивной штаповки.

Присутствие в структуре сталей, закаливаемых на первичную твердость, остаточного аустенита и их невысокая теплостойкость, заметно понижают шлифуемость этих сталей.

К сталям, обрабатываемым на вторичную твердость, относятся стали с высоким сопротивлением малым пластическим деформациям вследствие отсутствия в них остаточного аустенита (6Х6В3МФС и др.). Стали обладают повышенной теплостойкостью. Указанные свойства позволяют применять их для штампов, работающих при повышенных давлениях: до 200 кгс/мм² (8Х4В2С2М3) и разогреве рабочих поверхностей.

Легирование этих сталей кремнием, который дополнительно упрочняет твердый раствор, позволяет увеличить допускаемые давления на штампы до 220—230 кгс/мм² (сталь 8Х4В2С2МФ).

Таблица 9. Области рационального использования штамповых сталей для холодного деформирования [1, 3, 9, 12, 20, 21, 22]

Операция	Вид инструмента	Условия работы	Рекомендуемые стали	Твердость *HRC*
Объемная штамповка				
Прессование (выдавливание)	Пуансоны	Давление, кгс/мм²: до 150	Х6ВФ, У10, 9Х5ВФ	59—60
		до 170	Х6ВФ, 9Х5ВФ, 8Х6НФТ	59—61
		более 200	Р6М5, Р12, Р8М3, 8Х4В2С2МФ	61—63
	Выталкиватели	до 150	Х12М, Х12Ф1	58—60
		до 170	6Х4М2ФС, Х12М	59—61
		более 200	Р6М5, Р8М3	61—63
	Матрицы	до 150	Х12М, Х12Ф1, 9Х5ВФ	56—58
		до 170	Х12М, 8Х4В3М3Ф2, 6Х6В3МФС	56—58
		более 200	8Х4В3М3Ф2, Х12М, Х12Ф1, 8Х4В2С2МФ	56—58
Высадка	Пуансоны	Мягкие материалы	У10, У11, У12 (диаметром до 30 мм)	56—59
			7Х3, 6Х3ФС (диаметром от 30 мм)	56—59
		Твердые материалы	6Х4М2ФС, 9Х5ВФ, Х6ВФ, 6Х3ФС, Х12	58—61
	Матрицы	Мягкие материалы	У10, Х6ВФ, Х12М	57—58
		Твердые материалы	6Х6В3МФС, 6Х4М2ФС, Р6М5, Р12, Х12, 8Х4В2С2МФ	58—62
Дорнирование	Дорны	Мягкие материалы	Х12Ф1, Х12М	62—63
		Твердые материалы	Р6М5, Р8М3, Р12	62—64
Накатка	Накатные ролики	Мягкие материалы	7ХГ2ВМ, 6Х3ФС, 9Х5ВФ, Х6ВФ	57—59
		Твердые материалы	6Х6В3МФС, Х6ВФ, 6Х4М2ФС, Х12М, 8Х4В3М3Ф2	58—60
	Пуансоны	Мягкие материалы	7Х3, 6Х3ФС, У10А	57—59
		Твердые материалы	Х6ВФ, 6Х4М2ФС, 8Х4В3М3Ф2, Х12	61—63
Чеканка	Матрицы	Мягкие материалы	7ХГ2ВМ, 7Х3	57—59
		Твердые материалы	8Х3В3М3Ф, 6Х4М2ФС, Х12	60—62

Продолжение табл. 9

Операция	Вид инструмента	Условия работы	Рекомендуемые стали	Твердость HRC
Листовая штамповка				
Вырубка, пробивка, обрезка	Пуансоны	Мягкие материалы; толщина листа, мм: до 1	Х6ВФ, 7ХГ2ВМ	59—62
		до 2	Х6ВФ, 7ХГ2ВМ	58—61
		до 3	Х6ВФ, 7ХГ2ВМ, 9Х5ВФ	57—59
		Твердые материалы	Х6ВФ, Р6М5, Р8М3, Р12, Х12	59—61
	Матрицы	Мягкие материалы; толщина листа, мм: до 1	7ХГ2ВМ, Х6ВФ	60—62
		до 2	7ХГ2ВМ, Х6ВФ	59—61
		до 3	Х6ВФ, 9Х5ВФ, 7ХГ2ВМ, 6Х4М2ФС	57—59
		Твердые материалы	Х12М, Р6М5, Р8М3, Х12	59—60
	Ножи	Мягкие материалы	7ХГ2ВМ, 8Х6НФТ, Х6ВФ, 6Х3ФС	56—58
		Твердые материалы	6Х6В3МФС, 8Х4В3М3Ф2, 6Х4М2ФС, 9Х5ВФ	58—60
Вытяжка	Пуансоны	Скорость вытяжки: небольшая большая	У10, У11, Х	60—63
			Х12, Х12Ф1 (можно азотировать)	59—62
	Матрицы	небольшая большая (нагрев до 400° С)	ХВСГ, Х	59—60
			8Х4В3М3Ф2, 6Х4М2ФС, Р6М5	58—62

Для сталей этой группы характерны уменьшенные, в сравнении со сталями первой группы, значения вязкости. Вместе с тем ударная вязкость вторичнотвердеющей стали 6Х4М2ФС сохраняется достаточно высокой вследствие сравнительно небольшой доли упрочнения, вносимой дисперсионным твердением.

Режимы термической обработки сталей для холодного деформирования приведены в табл. 6 и 7, механические свойства — в табл. 8, а области рационального использования — в табл. 9.

3. ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КРУПНЫХ ШТАМПОВ

Крупные штампы (с наименьшим размером от 450 мм) подвергают обработке по следующей схеме: 1) отжиг поковок; 2) черновая механическая обработка; 3) термическая обработка; 4) чистовая механическая обработка резанием; 5) шлифование по опорным и установочным поверхностям.

Крупные штампы с размерами до 450 мм обрабатывают по иному режиму: 1) отжиг или нормализация поковок; 2) полная механическая обработка штампа; 3) термическая обработка; 4) зачистка или шлифование.

Такая технология обработки, в сравнении с первой, обеспечивает высокую производительность резанием при обработке штампа, позволяет получить высокие прочность, твердость и износостойкость. Недостатки данной технологии: коробление штампов сложной формы, сложность их реставрации.

Предварительная термическая обработка крупных штампов и поковок. Для крупных штампов сложной формы необходим изотермический отжиг. Недостаточно длительные выдержки крупных поковок в перлитной области при отжиге не устраняют ориентированной по крупным иглам бейнита структуры, образовавшейся при охлаждении после ковки. Такая структура приводит к разнозернистости при последующей закалке и к поломке штампов.

Поковки крупных размеров из низколегированных сталей, предназначенные для ковочных или холодных штампов, можно подвергать отжигу или нормализации (нагрев до 950° С и охлаждение на воздухе). Режимы отжига для сталей различного состава приведены в табл. 1 и 6.

Температура в печи при загрузке поковок и штампов не должна быть выше 600° С. При расположении поковок в печи в один ряд выдержка при нагреве определяется следующим образом:

1) при нагреве до температуры отжига она составляет 1 ч + 1,2—1,5 мин на 1 мм толщины поковки или штампа;

2) при изотермической выдержке — 1 ч + 1,5—2 мин на 1 мм толщины.

Выгрузка металла из печи должна производиться при температуре не более 400° С.

Окончательная термическая обработка крупных штампов. Требования при окончательной термической обработке крупногабаритного инструмента: 1) твердость не менее, чем рекомендуемая для данной стали (см. табл. 2 и 7); 2) равномерная и сквозная прокаливаемость; 3) максимальная вязкость и пластичность при заданной прочности; 4) минимальные остаточные напряжения; 5) отсутствие обезуглероживания или науглероживания в поверхностной зоне; 6) минимальная деформация.

Закалка и отпуск. Крупные штампы, как правило, нагреваются в печах без защитной атмосферы. Для защиты от обезуглероживания нагрев под закалку в печах необходимо проводить с применением защитной упаковки или в восстановительной атмосфере.

Перед окончательным нагревом до температур закалки производится подогрев штампов, который осуществляется в отдельной печи с последующим переносом их в высокотемпературную печь. При одновременном нагреве в печи нескольких штампов расстояние между ними не должно быть менее 100 мм.

Перед термической обработкой крупного инструмента из сталей ледебуритного класса (например, крупных валков из стали Х12М) все шпоночные канавки предварительно покрываются смесью шамотной глины и асбеста и просушиваются. Загрузка валков в печь для подогрева должна производиться при температуре не выше 600° С.

Крупные формы литья под давлением алюминиевых и цинковых сплавов из сталей 4Х5МФ1С, 4Х5МФС и др. закалинают от температур на 20—30° С ниже принятых. Рекомендуется ступенчатая закалка, охлаждение в соляной ванне в области температур максимальной устойчивости аустенита, далее на спокойном воздухе.

Крупные ковочные штампы из сталей 5ХНМ, 5ХНВ и др. рекомендуется для уменьшения времени термической обработки, а также коробления, подвергать изотермической закалке по следующему режиму: нагрев до принятых температур закалки, подстуживание в течение 10—15 мин, помещение под короб и погружение в расплав солей при 275—325° С, выдержка в соли в течение 2—2,5 ч, затем охлаждение на воздухе. Твердость ковочных штампов из сталей 5ХНМ, 5ХНВ и др. после изотермической закалки составляет *HRC* 32—35.

Для крупных штампов холодного деформирования из сталей 6Х6В3МФС, 8Х4В2С2МФ и др. полная изотермическая закалка неприемлема из-за высокой устойчивости аустенита в бейнитной области и необходимости очень длительных

Таблица 10. Продолжительность нагрева и выдержки крупных штампов при отпуске

Наименьший размер штампа, мм	Продолжительность, ч	
	нагрева до температуры отпуска *	выдержки при отпуске **
250	7,5	1,5
300	9,0	1,75
350	10,5	2,2
400	12,0	2,5
450	13,5	2,6
500	15,0	3,0
550	16,5	3,4
600	18,0	3,6
700	21,0	4,2

* При выдержке в пламенной печи. Продолжительность нагрева и выдержки в электрических печах следует увеличить на 20%.

** Приведены выдержки при отпуске 490—580° С. Время выдержки при отпуске крупных штампов для холодного деформирования, отпускаемых при 200—300° С, выбирают из расчета 1,5—2 ч + 1,5 мин на 1 мм толщины (при отпуске в камерных и шахтных электрических печах и загрузке инструмента в один ряд).

выдержек. Эффект дает неполная изотермическая закалка с выдержкой 20—40 мин в соли при 280—320° С, а затем охлаждение на воздухе. В этом случае вязкость повышается на 20—30% без снижения твердости. Для крупного штампового инструмента применяют также прерываемую закалку для предотвращения образования трещин в штампе. При этом сталь охлаждают так, чтобы сначала произошло лишь частичное мартенситное превращение.

Отпуск крупного инструмента следует выполнять непосредственно после закалки для предупреждения образования трещин. Крупные штампы помещают в печь с температурой не более 400° С и после выдержки в течение 1—3 ч повышают температуру до требуемой. Продолжительность нагрева и выдержки крупных штампов при отпуске приведена в табл. 10.

При выборе окончательной твердости крупного штампового инструмента и, следовательно, температуры их отпуска, необходимо учитывать следующие обстоятельства:

1) штампы холодной штамповки, изготовленные из сталей повышенной износостойкости (Х6ВФ и др.) следует отпускать при ~250° С, т. е. при температурах, обеспечивающих максимальную прочность; при этом твердость штампов составляет *HRC* 56—59;

2) штампы холодной штамповки, обрабатываемые на вторичную твердость (стали 6Х6В3МФС, 6Х4М2ФС и др.) отпускают при температурах 525—540° С, отпуск выполняют 3 раза по 1 ч; кроме того, после шлифования обязателен отпуск при 400° С 1 ч;

Таблица 11. Температура отпуска и твердость крупного штампового и прессового инструмента в зависимости от их размеров

Наименьший размер штампа, мм	Температура нагрева, °С			Твердость *HRC*
	5ХНМ, 5ХГМ	4ХСМФ	30Х2НМФ	
До 300	500—540	500—520	—	40—46
До 400	530—560	530—550	530—540	38—40
Св. 400	560—580	550—570	540—560	36—39

Таблица 12. Температура отпуска и твердость хвостовика штампового инструмента

Наименьший размер штампа, мм	Температура нагрева, °С			Твердость *HRC*
	5ХНМ, 5ХНВГМ	5ХНВ	30Х2НМФ	
400	580—610	590—610	540—560	33—37
400—500	620—640	630—650	560—580	30—33
500	650—680	670—690	580—600	25—30

3) крупные штампы горячей штамповки и пресс-формы сложной конфигурации рекомендуется отпускать на пониженную твердость *HRC* 45—46; крупные формы литья под давлением алюминиевых и цинковых сплавов следует отпускать на еще более низкую твердость *HRC* 40—42;

4) для крупных ковочных и прессовых штампов применяют двукратный отпуск: а) отпуск всего штампа в камерной печи для получения заданной твердости рабочих частей штампа (табл. 11); б) отпуск хвостовика штампа в щелевой электропечи для получения твердости хвостовика *HRC* 30—32 при неизменной твердости гравюры штампа; температуры отпуска и твердость хвостовиков крупных штампов приведены в табл. 12.

4. ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СМЕННЫХ ШТАМПОВ

Техиологическая схема обработки смеиного инструмента: 1) предварительная термическая обработка; 2) черновая механическая обработка (припуск на сторону до 1—2 мм); 3) высокий отпуск при 650—750° С 2—5 ч или отжиг; 4) чистовая механическая обработка; 5) окончательная термическая обработка; 6) шлифование, зачистка, доводка.

Предварительная термическая обработка ииструмеита. Для улучшения обрабатываемости резанием и подготовки структуры к окончательной термической обработке поковки малых размеров, предназначенные для изготовления инструмента несложной формы, с целью уменьшения обезуглероживания, сокращения цикла обработки и предупреждения (в вольфрамовых сталях) образования стабильного карбида вольфрама WC, который плохо растворяется при последующей закалке, целесообразно подвергать высокому отпуску, а не отжигу.

Для сложного инструмента, где необходимо уменьшить деформацию при окончательной термической обработке, следует применять изотермический отжиг (см. табл. 1 и 6).

Окончательиая термическая обработка ииструмеита. Цель окончательной термической обработки — получение в готовом ииструменте оптимального сочетания основных свойств — твердости, прочности, вязкости, износостойкости и теплостойкости.

Закалка. Ииструмент диаметром до 120—130 мм и длиной до 230—250 мм закаливают в соляных ваннах, а более крупный — в электрических или газовых камерных печах.

Закалка в хорошо раскисленных электродных или тигельных ваннах обеспечивает более высокое качество поверхности инструмента и не приводит к изменениям химического состава в его поверхностных слоях. Нагрев в печах требует применения защитной атмосферы или защитных упаковочных материалов (табл. 13).

Для уменьшения коробления при закалке рекомендуется применять промежуточные подогревы (см. табл. 2 и 7). При медленном нагреве защитного упаковочного материала промежуточные подогревы можно исключить.

Температура закалки штампов выбирается, как правило, на зерно балла 9—10. Для штампов, работающих в условиях высокой цикличностн и больших дей-

Таблица 13. Дефекты, возникающие при термической обработке штампов и способы их предупреждения

Вид брака	Возможная причина брака	Меры предупреждения	Методы контроля
Деформация при термической обработке	1. Применение для изготовления штампов сталей, испытывающих большие объемные изменения при закалке (углеродистые стали, близкие к эвтектоидным и др.)	Выбор сталей, испытывающих небольшие объемные изменения для сложного инструмента: 7ХГ2ВМ, 6Х4М2ФС для штампов холодного деформирования и 27Х2НМВФ, 2Х6В8М2К8, 2Х9В6 и др. для штампов горячего деформирования и пресс-форм	Контроль линейных и угловых размеров
	2. Влияние формы инструмента (иглы, тонкие пуансоны, ножи и др.)	Выбор сталей повышенной закаливаемости, подстуживание в солях при 500—550° С, после чего охлаждение в штампе или между роликами. Отпуск выполняется также в штампе	То же
	3. Быстрое охлаждение в области мартенситного превращения	Замедленное охлаждение в области мартенситного превращения или частичное мартенситное превращение (прерываемая закалка)	»
	4. Влияние фазовых и термических напряжений при закалке	Уменьшение толщины слоя, испытывающего мартенситное превращение — закалка с индукционным нагревом. Увеличение количества остаточного аустенита в структуре закаленной стали (пригодно для штамповых ледебуритных сталей, или сталей, легированных марганцем). Применение ступенчатой закалки: выдержка при температурах несколько выше $M_н$, охлаждение после выдержки на воздухе замедленное. Замедленное охлаждение инструментов от температур закалки (пригодно для сталей высокой прокаливаемости, но не высоколегированных). Применение закалки из межкритической области	»
Наружные и внутренние трещины	1. Быстрый нагрев при закалке	Подогрев перед закалкой	Внешний просмотр, люминесцентный метод: на поверхность штампа наносят флюоресцирующую жидкость, промывают водой, высушивают и покрывают селикагелем. Просматривают в ультрафиолетовых лучах
	2. Быстрое охлаждение от температур закалки в области мартенситного превращения	Замедленное охлаждение	

Вид брака	Возможная причина брака	Меры предупреждения	Методы контроля
Наружные и внутренние трещины	3. Сложная конфигурация изделия с резкими переходами, большие размеры штампа	Охлаждение от температур закалки до 100—150° С передача в отпускную печь	
	4. Перегрев при закалке сталей со значительной структурной неоднородностью	Строгий контроль за температурой закалки	
	5. Большой разрыв между операциями закалки и отпуска	Выполнение отпуска непосредственно после закалки	
Значительное обезуглероживание (величина обезуглероженного слоя больше припуска на шлифование)	1. Термическая обработка, особенно крупных штампов, в печах без защитной атмосферы	Проведение нагрева в печах с контролируемой атмосферой или применение упаковочных материалов: а) для сталей с температурой закалки ниже 900° С — измельченный, просеянный и просушенный древесный уголь, или отработанный (при 930—950° С) карбюризатор, или смесь свежей и пережженной чугунной стружки б) для сталей с температурой закалки выше 900° С — бумага в 2—3 слоя и сухой древесный уголь, или карбюризатор, обработанный при температуре, превышающей температуру закалки на 50° С	Контроль твердости и микроструктуры в поверхностном слое
Пониженная твердость после закалки	1. Недогрев при закалке или замедленное охлаждение	Высокий отпуск или отжиг, а затем нормальная закалка	Контроль микроструктуры: перлит в заэвтектоидных сталях — признак недогрева, троостит — замедленного охлаждения
Перегрев при закалке	1. Нарушение технологического режима термической обработки	Отжиг для измельчения зерна и новая закалка от принятых температур	Контроль микроструктуры: балл зерна, величина игл мартенсита

ствующих напряжений, рекомендуется закалка на зерно балла 10—12 (сложные тяжелонагруженные пуансоны для холодного деформирования, штампы скоростной штамповки для горячего деформирования и др.).

Для прессового инструмента, не испытывающего значительных динамических нагрузок, но работающего в условиях повышенного нагрева, целесообразно повысить температуру закалки (зерно балла 8) для получения большей теплостойкости.

Время выдержки штампов в соляных ваннах выбирают из расчета:

1) при подогреве 650—700° С и окончательном нагреве 850—950° С 18—24 с на 1 мм наименьшей толщины;

2) при подогреве 800—850° С и окончательном нагреве до 1150° С 15—20 с на 1 мм наименьшей толщины для сталей с суммарным содержанием вольфрама, молибдена и ванадия до 4% и 35—40 с на 1 мм наименьшей толщины для сталей, содержащих более 4—5% указанных компонентов.

При нагреве в камерных печах, без учета времени подогрева, выдержка при температурах закалки выбирается из расчета 50—75 с на 1 мм наименьшей толщины штампа в зависимости от состава стали и температуры закалки. При использовании упаковочных материалов время выдержки корректируют в соответствии со способом упаковки и величиной упаковочной емкости.

Среда охлаждения штампов после закалки зависит от марки стали и размеров инструмента. Целесообразно для уменьшения коробления инструмента сложной формы выполнять ступенчатое охлаждение: в смеси расплавленных солей при 400—500° С с выдержкой до выравнивания температуры по сечению штампа, затем в масле (стали типа 3Х2В8Ф). Охлаждение на воздухе штампов из высоколегированных сталей нецелесообразно из-за выделения в процессе охлаждения от температур закалки карбидных фаз по границам зерен, что вызывает падение вязкости и пластичности и может явиться причиной разрушения штампа. Для предупреждения образования закалочных трещин в штампах холодного деформирования сложной формы можно рекомендовать изотермическую выдержку при 240—260° С 8—10 с на 1 мм наименьшей толщины штампа с дальнейшим охлаждением на воздухе (стали Х12М, Х12Ф1, Х6ВФ, 6Х6В3МФС и др.).

Отпуск. Температура отпуска для инструмента холодного деформирования назначается в зависимости от рабочих давлений. При давлениях до 140—160 кгс/мм² отпуск следует проводить на максимальную прочность (повышенную вязкость). С повышением удельных усилий температуру отпуска штампов, изготовленных из сталей с обработкой на первичную твердость, следует снижать.

Время отпуска штампов холодного деформирования при низких температурах 2,5—6 ч, при высоких температурах — не более 2 ч. Стали для штампов холодного деформирования, обрабатываемые на вторичную твердость, следует подвергать двух-трехкратному отпуску. Лучшие результаты достигаются при отпуске в селитровых и масляных ваннах. Охлаждение после отпуска — на воздухе.

Температура отпуска для инструмента горячего деформирования выбирается из условия получения достаточно высокой твердости, прочности и вязкости. Для высоколегированных штамповых сталей горячего деформирования целесообразен предварительный низкотемпературный отпуск при 250—320° С, а затем по режимам, указанным в табл. 2. Штампы сложной формы, в которых есть опасность образования трещин в процессе работы, нужно дополнительно отпускать при температурах, на 20—30° ниже приведенных в табл. 2 и 7. Это требование необходимо строго выполнять для сталей, которые имеют остаточный аустенит после закалки.

Если штампы или пресс-формы подвергаются дополнительному азотированию (см. табл. 3), можно рекомендовать отпуск на более низкую твердость (*HRC* 32—35) для повышения разгаростойкости. Если же инструмент работает на износ и есть опасность изнашивания азотированного слоя, отпуск следует выполнять на твердость *HRC* 40—45. Время выдержки при отпуске выбирают из расчета 2 ч + + 1 — 1,5 мин на 1 мм толщины при загрузке штампов в один ряд. Для повышения сопротивления ударным нагрузкам крепежную часть сменных штампов можно обрабатывать на меньшую твердость, чем рабочую часть; с этой целью ее дополнительно отпускают при 650—700° С в солиных ваннах.

Штампы и пресс-формы, работающие в контакте с активными сплавами и выходящие из строя из-за налипания сплава на гравюру штампа, следует после окончательной обработки (доводки, полировки) подвергнуть отпуску в печи без защитной атмосферы при температуре, близкой к принятой для отпуска данной стали. Окисная пленка, образующаяся при этом, полезна, так как она предохраняет инструменты от налипания обрабатываемого металла. Продолжительность дополнительного отпуска зависит от температуры и состава стали: она тем больше, чем выше в стали концентрация хрома и кремния.

Для штампов и форм, подвергаемых интенсивному шлифованию после термической обработки, обязателен последующий отпуск для снятия напряжеий: при 180—250° С в течение 1—2 ч, а для высокованадиевых сталей, обрабатываемых на вторичную твердость при 450—460° С, в течение 1—1,5 ч.

5. ДЕФЕКТЫ ОБРАБОТКИ ШТАМПОВ

Условия термической обработки штампов, выбираемые в зависимости от состава сталей и габаритных размеров штампов, определяют, в свою очередь, возможные дефекты при обработке и влияют на окончательную стойкость штампов. В связи с этим большое значение имеют меры предупреждения и контроля возможного брака при термической обработке (табл. 13).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Белов А. Ф., Розанов Б. Ф., Линц В. П.** Объемная штамповка на гидравлических прессах. М.: Машиностроение, 1971. 214 с.
2. **Бельский Е. И.** Стойкость кузнечных штампов. Минск: Наука и техника, 1975. 240 с.
3. **Геллер Ю. А.** Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1975, 584 с.
4. **Голубева Е. С.** Современные стали для форм литья под давлением — В кн.: Стали для штампов и пресс-форм и их термическая обработка. М.: МДНТП им. Дзержинского, 1975, с. 125—129.
5. **Горюнов И. И.** Пресс-формы для литья под давлением. Справочное пособие. Л.: Машиностроение, 1973. 255 с.
6. **Довнар С. А.** Термомеханика разупрочнения и разрушения штампов объемной штамповки. М.: Машиностроение, 1975. 254 с.
7. **Кремнев Л. С., Геллер Ю. А., Сагадеева Т. Г.** Штамповая сталь повышенной теплостойкости для деформирования жаропрочных материалов — Сталь, 1970, № 12, с. 1117—1120.
8. **Малов А. Г.** Пути повышения стойкости штампов в условиях поточно-массового производства. — В кн.: Стали для штампов и пресс-форм и их термическая обработка, М.: МДНТП им. Дзержинского, 1975, с. 47—53.
9. **Мендельсон В. С., Рудман Л. И.** Технология изготовления штампов и пресс-форм. М.: Машиностроение, 1971. 224 с.
10. **Нагайцев А. А., Пигузова Д. Х.** Конструктивные особенности, материалы и технология изготовления прессового инструмента. М.: 1977. 42 с.
11. **Охрименко Я. М.** Технология кузнечно-штамповочного производства. М.: Машиностроение, 1976. 560 с.
12. **Позняк Л. А., Тишаев С. И., Скрынченко Ю. М.** Инструментальные стали. Справочник. М.: Металлургия, 1977. 168 с.
13. **Позняк Л. А.** Штамповые стали для холодного деформирования. М.: Металлургия, 1966. 146 с.
14. **Сечко В. А.** Особенности термической обработки крупногабаритных форм для литья под давлением алюминиевых сплавов. М.: МДНТП им. Дзержинского, 1975, с. 129—140.
15. **Смольников Е. А.** Как рассчитать время нагрева при закалке. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1970, № 12, с. 53—68.
16. **Согришин Ю. П.** К вопросу выбора сталей для крупногабаритных штампов. — Технология легких сплавов, 1972, № 5, с. 34—37.
17. **Трахтенберг Б. Ф., Иванов А. И., Котельников Г. А.** Оптимизация технологии термической обработки штампов. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1977, № 8, с. 39—44.
18. **Трахтенберг Б. Ф.** Стойкость штампов и пути ее повышения. Куйбышев. Куйбышевское книжное издательство, 1964. 280 с.
19. **Тутов И. Е., Савуков В. П.** Повышение качества прессового инструмента методом холодной деформации. М.: ГОСИНТИ, 1966. 17 с.
20. **Шейнерман В. М.** Стали для штампов холодного деформирования. Рига, 1969. 40 с.
21. **Шкатов А. П.** Выбор режимов термической обработки штамповых сталей и стойкость прессовых штампов. — В кн.: Штамповые стали. М.: Машиностроение, 1964, с. 75—78.
22. **Штамповые стали и режимы их обработки для инструмента горячей и холодной объемной штамповки.** Воронеж: ЭНИКМАШ, 1971. 59 с.
23. **Штампы для горячего деформирования металлов.** М.: Высшая школа. 1977. 495 с.
24. **Price G. D. S, Charles J. A.** Effect of microstructure and protective coating on the attack on steel by molten Linc — JJSJ., vol 212 p. 12, December, 1973, p. 871—875.
25. **Wills W. A.** Proress in the development of new die steels Die Casting Engineer. 1965, vol. 9, N. 2, p. 12—37.

Глава 26

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

1. СТАЛИ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

В инструментальном производстве технологические процессы термической обработки режущего инструмента и оборудование для их осуществления выбирают с учетом химического состава используемой стали, вида инструмента, способа его изготовления и характера производства (единичного, серийного, массового).

В табл. 1 приведены стали, наиболее часто применяемые при изготовлении режущего инструмента [1—3] и указаны требования к их твердости в состоянии поставки.

Таблица 1. Стали, применяемые для режущего инструмента

Группа сталей	Марка стали	ГОСТ	ТУ	*HB*, не более
Быстрорежущие	Р18, Р12, Р9, Р6М5, Р6М5Ф3	19265—73	—	255
	Р6М5К5, Р9К5, Р9К10, Р12Ф3			269
	Р18К5Ф2, Р10К5Ф5, Р9М4К8			285
	Р12Ф4К5 (ЭП600)	—	14-1-404—72	285
	Р8М3К6С (ЭП722)	—	14-1-404—72	285
	Р12М3Ф2К8 (ЭП657)	—	14-1-691—73	269
Легированные	9ХС, ХВСГ, Х6ВФ ХВГ, Х12М, Х12Ф1, 6Х6В3МФС	5950—73	—	241 255
Углеродистые	У12А У13А	1435—74	—	207 217

Примечание. Составы сталей Р12Ф4К5, Р8М3К6С и Р12М3Ф2К8 приведены в справочнике [3].

2. ПРЕДВАРИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЗАГОТОВОК РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Отжиг. Отжигу подвергают заготовки инструмента после сварки, ковки, прокатки или штамповки, а также режущий инструмент, получивший при закалке и отпуске неудовлетворительную структуру или недостаточную твердость.

Твердость после отжига должна быть не выше указанной в табл. 1. Применяемые в инструментальном производстве виды отжига и его режимы приведены в табл. 2 и на рис. 1.

Отжиг с непрерывным охлаждением и изотермический отжиг являются основными видами отжига заготовки инструмента после ковки, штамповки, прокатки или сварки. Низкий отжиг применяют для заготовок из быстрорежущих сталей в тех случаях, когда предшествующий нагрев при горячей механической обработке или сварке происходит при относительно низких температурах и коротких выдержках (например, при нагреве заготовок ТВЧ или сварке трением).

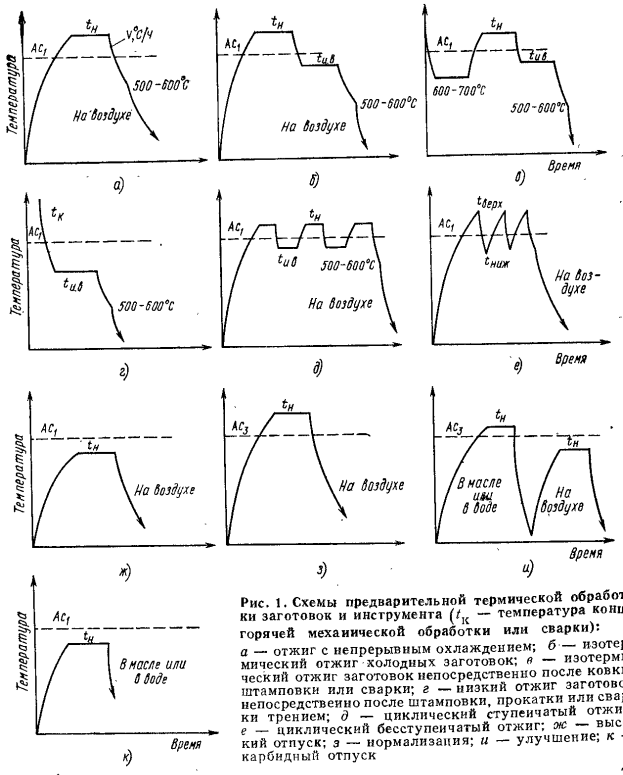


Рис. 1. Схемы предварительной термической обработки заготовок и инструмента ($t_к$ — температура конца горячей механической обработки или сварки):
а — отжиг с непрерывным охлаждением; *б* — изотермический отжиг холодных заготовок; *в* — изотермический отжиг заготовок непосредственно после ковки, штамповки или сварки; *г* — низкий отжиг заготовок непосредственно после штамповки, прокатки или сварки трением; *д* — циклический ступенчатый отжиг; *е* — циклический бесступенчатый отжиг; *жс* — высокий отпуск; *з* — нормализация; *и* — улучшение; *к* — карбидный отпуск

Таблица 2. Виды и режимы предварительной термической обработки заготовок инструмента

Операция	Группа сталей	Марка стали	Номер рисунка	Нагрев		Изотермическая выдержка		Скорость охлаждения *, °С/ч
				Температура, °С	Время выдержки, ч	Температура, °С	Время, ч	
Отжиг с непрерывным охлаждением	Углеродистые	У12А, У13А	1, *а*	760—780	2—3	—	—	⩽50
	Низколегированные	ХВГ 9ХС, ХВСГ		770—790 790—810	2—3	—	—	⩽50
	Высокохромистые	Х6ВФ 6Х6В3МФС Х12М, Х12Ф1		830—850 840—860 850—870	2—3	—	—	⩽40
	Быстрорежущие	Р18, Р12, Р9, Р6М5, Р6М3		850—870	2—3	—	—	⩽30
		Р18Ф2, Р14Ф4, Р9Ф5, Р18К5Ф2, Р10К5Ф5, Р9К5, Р6М5К5, Р9К10, Р9М4К8, Р8М3К6С, Р12Ф4К5, Р12Ф3, Р12М3Ф2К8, Р6М5Ф3		860—880	2—3	—	—	⩽25
Изотермическнй отжиг холодных заготовок	Углеродистые	У12А, У13А	1, *б*	760—780	1—2	680—700	1—2	⩽50
	Низколегированные	ХВГ 9ХС, ХВСГ		770—790 790—810	1—2	700—720	3—4	⩽50
	Высокохромистые	Х6ВФ 6Х6В3МФС Х12М, Х12Ф1		830—850 840—860 850—870	2—3	720—750	4—6	⩽40
	Быстрорежущие	Р18, Р12, Р9, Р6М3, Р6М5		850—870	1—2	730—750	4—6	⩽30
		Р18Ф2, Р14Ф4, Р9Ф5, Р18К5Ф2, Р10К5Ф5, Р9К5, Р6М5К5, Р9К10, Р9М4К8, Р8М3К6С, Р12Ф4К5, Р12Ф3, Р12М3Ф2К8, Р6М5Ф3		860—880	1—2	740—750	6—8	⩽25
Изотермический отжиг подогретых заготовок	Все быстрорежущие стали		1, *в*	Накопление горячих заготовок в сборнике при 600—700° С, далее изотермический отжиг				
Низкий отжиг	Быстрорежущие	Р18, Р12, Р9, Р6М3, Р6М5	1, *г*	—	—	730—750	2—3	⩽30
Ускоренный изотермический отжиг в соляных ваннах	Все быстрорежущие стали		1, *б*	860—880	0,5	740—750	0,5	На воздухе
Сфероидизирующий изотермический отжиг	Все углеродистые заэвтектоидные стали		1, *б*	730—740	4—6	660—680	4—6	⩽50
Циклический ступенчатый отжиг	То же		1, *д*	3—8 циклов с выдержками при температурах:				
				750	0,5—1,0	680—700	0,5—1,0	⩽50
	Все быстрорежущие стали		1, *д*	840—860	0,2—0,5	690—710	0,2—0,5	⩽50
Циклический бесступенчатый отжиг [4]	Все быстрорежущие и другие высоколегированные стали		1, *е*	1—8 циклов, без выдержки, в интервале температур:				
				880—890	—	670—680	—	⩽50

Продолжение табл. 2

Операция	Группа сталей	Марка стали	Номер рисунка	Нагрев		Изотермическая выдержка		Скорость охлаждения *, °С/ч
				Температура, °С	Время выдержки, ч	Температура, °С	Время, ч	
Высокий отпуск	Углеродистые и низколегированные	Все марки	1, *ж*	600—700	2—3	—	—	С печью или на воздухе
	Быстрорежущие	То же	1, *ж*	650—700	1—2	—	—	
	То же	»	1, *ж*	760—780	0,25—0,5	—	—	На воздухе
Нормализация	Углеродистые	У12А, У13А	1, *з*	880—900	0,5	—	—	То же
	Низколегированные	9ХС, ХВСГ	1, *з*	860—880	0,5	—	—	
Улучшение: а) закалка	Углеродистые	У12А, У13А	1, *и*	900—920	В зависимости от размера	—	—	В воде
	Низколегированные	9ХС, ХВСГ		860—880		—	—	В масле
б) высокий отпуск	Углеродистые	Все марки	1, *и*	640—680	1—2	—	—	С печью
	Низколегированные	» »		700—720	1—2	—	—	» »
Карбидный отпуск	Все быстрорежущие стали		1, *к*	720—760	1—1,5	—	—	В масле

* Там, где это специально не оговорено, охлаждение с печью до 500° С, далее на воздухе.

Ускоренный изотермический отжиг применяют перед повторной закалкой инструмента, не получившего в результате предшествующей термической обработки необходимых свойств.

Сфероидизирующий изотермический и циклический ступенчатый отжиг применяют для получения в заэвтектоидных сталях среднезернистого перлита, обеспечивающего хорошую чистоту поверхности после обработки резанием.

Циклический бесступенчатый отжиг применяют для небольших заготовок или неправильно термически обработанного инструмента из быстрорежущей стали с целью ускорения процесса [4].

Предпочтительным является отжиг в защитной атмосфере, предохраняющий поверхность от окалинообразования и обезуглероживания, а также сокращающий длительность процесса, поскольку заготовку или инструмент нагревают в открытом виде. При отсутствии защитной атмосферы в открытом виде нагревают только поковки и другие заготовки, имеющие достаточный припуск на последующую механическую обработку. Все остальные заготовки и инструмент укладывают в металлические коробки, в которые для предупреждения от обезуглероживания при отжиге углеродистой и низколегированной стали засыпают отработанный карбюризатор или смесь 85% древесного угля и 10—15% кальцинированной соды, а при отжиге быстрорежущей стали — смесь 50% свежей и 50% бывшей в употреблении чугунной стружки.

При отжиге в печах непрерывного действия (конвейерных и толкательных) заготовки в основном нагревают в открытом виде (редко в небольших коробках с упаковкой); время прогрева их до заданной температуры рассчитывают в зависимости от толщины нагреваемого слоя заготовок и допустимого удельного времени прогрева; последнее обычно составляет для заготовок из углеродистой стали 1 мин/мм, из низколегированной стали — 1,5 мин/мм, из быстрорежущей стали — 2 мин/мм [2].

Время выдержки после прогрева заготовок и инструмента при указанных видах отжига составляет обычно 1—2 ч для углеродистых и 2—3 ч для быстрорежущих сталей.

Общая продолжительность процесса, составляющая при изотермическом отжиге для быстрорежущих и высокохромистых сталей 18—24 ч и для углеродистых и низколегированных 14—18 ч, резко снижается при ускоренных способах отжига: при циклическом ступенчатом отжиге углеродистых сталей она равна 3—6 ч, при циклическом бесступенчатом отжиге быстрорежущих сталей в соляной ванне она, в зависимости от марки стали, уменьшается до 1,5—4 ч.

Высокий отпуск. Такой отпуск производят перед окончательной термической обработкой для того, чтобы снизить твердость, снять внутренние напряжения, появившиеся в процессе предшествующей холодной или горячей механической обработки и благодаря этому предотвратить значительную закалочную деформацию инструмента.

В инструментальном производстве применяют два вида данной обработки (см. табл. 2). Первым из них является так называемый рекристаллизационный отжиг, заключающийся в медленном нагреве до 600—700° С, выдержке в течение 1—2 ч и охлаждении с печью, реже — на воздухе; этот отжиг применяют после холодной механической обработки инструмента, имеющего сложную форму или большое отношение длины к диаметру или толщине, с целью снятия наклепа, возникшего при обработке. Вторым видом является отпуск, осуществляемый путем нагрева заготовок в соляной ванне при 760—780° С в течение 15—30 мин и охлаждения на воздухе. Этот отпуск применяют для заготовок сверл диаметром 16—50 мм из быстрорежущей стали, изготовленных методом секторного проката.

Он обеспечивает возможность последующей правки завитых заготовок без их поломки, но твердость снижает недостаточно: до *HB* 293—311, что затрудняет последующую холодную механическую обработку.

Нормализация (см. табл. 2). Эту термическую операцию применяют к заготовкам из стали У12А для метчиков и круглых плашек с целью улучшения их обрабатываемости резанием и к заготовкам напильников из стали У13А для улучшения вида насечки и чистоты поверхности за счет происходящего при этом

частичного устранения тонкой цементитной сетки по границам зерен и некоторого повышения твердости заготовок.

Если же после нормализации твердость заготовок оказывается чрезмерно высокой, то для ее снижения до требуемого в данном случае уровня *НВ* 188—165 дополнительно проводят высокий отпуск при 600—650° С.

Улучшение (см. табл. 2). Улучшение, как и нормализацию, применяют к заготовкам метчиков и плашек из стали У12А, чтобы достичь хорошей обрабатываемости их резанием. Замена нормализации улучшением обеспечивает более полное и надежное устранение цементитной сетки и более равномерную твердость заготовок в партии. Иногда после закалки заготовок вместо высокого отпуска применяют сфероидизирующий отжиг, что способствует лучшей коагуляции карбидов.

Карбидный отпуск (см. табл. 2). Такой отпуск заключается в нагреве холоднокатаной быстрорежущей стали до 720—760° С и охлаждении в масле или воде перед холодной пластической деформацией. Он обеспечивает частичное растворение мелкодисперсных карбидов, фиксируемое последующим быстрым охлаждением, что приводит к снижению предела текучести на 15—20% и повышению пластичности. Карбидный отпуск применяют в целях улучшения обрабатываемости, устранения растрескивания этой стали, например, при холодной вырубке из нее заготовок тонких дисковых фрез или мелких (диаметром 4 мм) метчиков.

Методы контроля. Результаты предварительной термической обработки оценивают по твердости и микроструктуре. Твердость крупных заготовок измеряют по Бринеллю, мелких—по Роквеллу, шариком. Твердость сварных заготовок определяют в зоне шва. Микроструктуру систематически контролируют только при отжиге заготовок заэвтектоидных сталей на зернистый перлит и на сварных заготовках в зоне шва; при остальных видах предварительной термической обработки контроль микроструктуры — только периодический.

3. ЗАКАЛКА ИНСТРУМЕНТА

При закалке режущего инструмента нагрев осуществляют различными способами: в газовых или электрических печах с защитной атмосферой, в соляных ваннах, токами высокой частоты. Из них наиболее распространенным в инструментальной промышленности является нагрев в соляных ваннах.

Нагревательные среды и ректификаторы соляных ванн. Широкое применение расплавленных солей при закалке инструмента обусловлено следующими преимуществами нагрева в жидких средах по сравнению с нагревом в печах [5, 6]:

а) жидкая среда обеспечивает одинаковую интенсивность нагрева со всех сторон, получение однородной структуры и свойств и уменьшает величину закалочной деформации инструмента;

б) в жидкой среде легко осуществим местный нагрев рабочей части концевого инструмента на необходимой длине и получение на данном участке заданной высокой твердости при сохранении более низкой твердости на соседних участках, например на направляющей или хвостовой части инструмента;

в) концевые инструменты можно помещать в расплавленную соль в строго вертикальном положении на необходимую длину, что позволяет уменьшить искривление этих инструментов относительно оси;

г) жидкая среда, защищая нагреваемый инструмент от непосредственного воздействия кислорода воздуха, препятствует окислению его поверхности в процессе нагрева;

д) в момент переноса закаленного инструмента в охлаждающую среду на его поверхности сохраняется тонкая пленка застывшей соли, которая защищает инструмент от интенсивного окисления в процессе охлаждения.

В табл. 3 приведены основные и заменяющие составы солей, которые применяют для предварительного и окончательного нагрева инструмента под закалку в средне- и высокотемпературных соляных ваннах, работающих при 750—950° С и 1050—1300° С соответственно; помимо основных компонентов — хлористого бария и натрия, в них вводят ректификаторы, предохраняющие инструмент от обезуглероживания в процессе нагрева.

Таблица 3. Соли и ректификаторы, применяемые при нагреве инструмента под закалку

Соль	Основные: Состав, % по массе	Основные: Температура, °С: плавления	Основные: Температура, °С: применения	Основные: Назначение	Заменяющие: Состав, % по массе	Заменяющие: Температура плавления, °С	Ректификаторы, вводимые отдельно (через каждые 4 ч): Название	Ректификаторы, вводимые отдельно (через каждые 4 ч): Содержание, % по массе
БНМ2Б	67,8 $BaCl_2$ + 30 NaCl + 2 MgF_2 + 0,2 В	710	750—950	Окончательный нагрев углеродистых и низколегированных сталей. Второй подогрев быстрорежущих сталей	78 $BaCl_2$ + 22 NaCl	635	Бура	0,4
БМ3Б	96,9 $BaCl_2$ + 3 MgF_2 + 0,1 В	940	1050—1300	Второй или третий подогрев быстрорежущих сталей всех марок. Окончательный нагрев быстрорежущих вольфрамовых и высокохромистых сталей	100 $BaCl_2$	960	1. Бура 2. Ферросилиций 3. Фтористый магний	0,5 0,3 0,5
БМ5Б	94,8 $BaCl_2$ + 5 MgF_2 + 0,2 В	940	1200—1300	Окончательный нагрев быстрорежущих молибденовых и кобальтомолибденовых сталей	100 $BaCl_2$	960	1. Бура 2. Ферросилиций 3. Фтористый магний	0,6—0,8 0,5 0,6—0,8
БМФ	95 $BaCl_2$ + 5 MgF_2	940	1200—1300	То же	100 $BaCl_2$	960	1. Бура 2. Ферросилиций 3. Фтористый магний	0,6—0,8 0,5 0,6—0,8

Обезуглероживающая активность солевых расплавов обусловлена присутствием в них растворенного кислорода, образованием и накоплением при высоких температурах эксплуатации окислов металлов, прежде всего окислов железа и бария.

Вводимый ректификатор должен обеспечить восстановление этих окислов или же связывание их в нерастворимые в солевом расплаве комплексные соединения, оседающие на дно ванны и удаляемые оттуда при регулярной очистке ее от шлама.

Наиболее эффективным ректификатором высокотемпературных соляных ванн, применяемых при закалке инструмента, является комплексный ректификатор, содержащий фтористый магний, предварительно тщательно прокаленный при 900° С в течение 3 ч, и черный бор. Эти ректификаторы обычно используют в составе заранее приготовленной смеси их с хлористым барием.

Вначале ванну наплавляют одним хлористым барием, затем отливают из нее $^1/_2$ расплава и дополняют до требуемого уровня смесью солей БМ5Б или БМ3Б [7]. Это облегчает пуск ванны и обеспечивает минимально необходимое содержание ректификаторов в ней в начальный период работы. В процессе эксплуатации, по мере понижения уровня расплава, ванну 1—2 раза в смену пополняют смесью указанных солей, что и обеспечивает непрерывную ректификацию расплава. Такой порядок пуска и работы высокотемпературных соляных ванн не только гарантирует от обезуглероживания любые нагреваемые быстрорежущие стали, но и обеспечивает резкое (до 3—15 раз) повышение стойкости этих ванн по сравнению со стойкостью, наблюдаемой при периодической ректификации их бурой или ферросилицием.

Соль БМФ не содержит бора и поэтому действует несколько менее эффективно, чем соль БМ5Б, но может применяться вместо последней.

Аналогичным является порядок пуска в эксплуатацию и работы среднетемпературных ванн, применяемых при закалке инструмента из углеродистых и низколегированных сталей. В этом случае ванну сначала наплавляют смесью $BaCl_2$ + + NaCl, затем отливают $^1/_2$ расплава и вводят соль БНМ2Б, содержащую комплексный ректификатор. При отсутствии указанных в табл. 3 готовых смесей солей ректификатор вводят в ванну периодически через каждые 4 ч в виде отдельных добавок.

Предварительный подогрев. Благодаря высокому коэффициенту теплоотдачи нагрев инструмента в расплавленных солях происходит с большой скоростью. Чтобы обеспечить равномерный прогрев по сечению, уменьшить внутренние напряжения и деформацию и снизить опасность образования трещин, нагрев режущего инструмента производят ступенчато, используя для этой цели различные по составу среды. Число ступеней предварительного подогрева и температуру каждой ступени выбирают в зависимости от химического состава стали и габаритных размеров инструмента. Для инструмента из углеродистой и легированной стали применяют в основном одноступенчатый подогрев, реже — двухступенчатый. Для инструмента из быстрорежущей стали чаще используют двух- и трехступенчатый подогрев.

Первый подогрев для инструмента из любой стали проводят при 200—500° С в электровоздушной или газовой печи любого типа.

Второй подогрев при закалке инструмента из быстрорежущей стали при ручной обработке проводят при 840—860° С в соляной ванне, содержащей хлористый барий и натрий, а в процессе обработки на автоматизированном оборудовании — при 1050—1100° С в расплаве одного хлористого бария. Последнее обусловлено необходимостью не заносить в ванну окончательного нагрева хлористый натрий, который вызывает большое дымообразование и мешает правильному измерению и регулированию температуры. Это особенно важно при закалке инструмента на агрегатах и линиях, где обычно используют многоместные приспособления и вместе с большой массой инструмента из ванны подогрева заносят в ванну окончательного нагрева большое количество солей.

Для крупногабаритного инструмента из быстрорежущей стали обычно применяют трехступенчатый подогрев: первый при температуре 200—500° С, второй — при 850° С, третий — при 1050—1100° С. Крупногабаритным условно считается насадной инструмент диаметром 90 мм и более и хвостовой инструмент

Таблица 4. Температуры закалки инструмеитальных сталей

Марка стали	Температура закалки, °С	Марка стали	Температура закалки, °С
Быстрорежущие стали		Р9К5	1210—1235
		Р9К10	1210—1235
Р18	1270—1290	Р6М5К5	1200—1230
Р12	1240—1260	Р8М3К6С	1200—1220
Р9	1220—1240	Р9М4К8	1215—1235
Р6М3	1210—1230	**Углеродистые и легированные стали**	
Р6М5	1200—1230		
Р6М5Ф3	1200—1230	У12А, У13А	790—810
Р18Ф2	1270—1290	9ХС	860—880
Р12Ф3	1240—1260	ХВГ	830—850
Р14Ф4	1240—1260	ХВСГ	850—870
Р12М3Ф2К8	1230—1250	Х6ВФ	990—1010
Р9Ф5	1230—1250	6Х6В3МФС	1050—1070
Р18К5Ф2	1270—1290	Х12Ф1	1060—1075
Р12Ф4К5	1240—1260	Х12М	1020—1040
Р10К5Ф5	1230—1250		

диаметром 60 мм и более. Отношение времени выдержки при первом, втором и третьем подогревах к времени выдержки при окончательном нагреве принимают равным 3 : 1; 2 : 1; 1 : 1 соответственно.

Температура закалки. В табл. 4 указаны диапазоны рекомендуемых температур закалки. Для инструмента из быстрорежущих сталей они ориентировочные и несколько корректируются с учетом вида инструмента и плавочных особенностей стали (исходя из получения определенной величины аустенитного зерна). Для большинства режущих инструментов стремятся получить зерно 10—11-го балла (ГОСТ 5639—65). Для резцов и некоторых видов крупногабаритного режущего инструмента наряду с зернами 10-го балла допускают наличие в микроструктуре зерен 9-го балла. Протяжки и мелкоразмерный инструмент с целью повышения прочности закаливают на более мелкое зерно 11-го балла, с отдельными зернами 12-го балла. Однако многие плавки низковольфрамовых быстрорежущих сталей, главным образом из сталей Р6М3, Р6М5, Р6М5К5 и др., не укладываются в указанный в табл. 4 диапазон закалочных температур, поэтому последний практически несколько корректируют путем пробной закалки, добиваясь заданной величины аустенитного зерна.

Выдержка при температуре закалки. В настоящее время для определения необходимой выдержки разнообразных режущих инструментов при нагреве под закалку в расплавленных солях пользуются упрощенным методом [8], учитывающим химический состав стали, форму и габаритные размеры инструмента. При этом методе расчета общее время выдержки инструмента $\tau_{общ}$, в соляной ванне рассматривается как сумма двух независимых величин — времени сквозного прогрева $\tau_{с.\,п}$ до температуры закалки и времени изотермической выдержки при этой температуре $\tau_{и.\,в}$, которое необходимо для завершения определенной стадии фазовых превращений в стали после прогрева инструмента по сечению:

$$\tau_{общ} = \tau_{с.\,п} + \tau_{и.\,в}. \quad (1)$$

Время сквозного прогрева. Для инструмента сложной формы при всестороннем нагреве в соляных ваннах время сквозного прогрева может быть определено по формуле

$$\tau_{с.\,п} = K_1 \frac{V}{F} K_ф K_к, \quad (2)$$

где K_1 — коэффициент, характеризующий удельное время прогрева и зависящий от материала изделия, состава и температуры нагревающей среды, мин/см; V/F — отношение объема к поверхности равновеликих по габаритным размерам инструмента и образцов простой формы (сплошного или полного цилиндра, параллелепипеда и др.), см; $K_ф$ — критерий формы указанных образцов; $K_к$ — коэффициент конфигурации инструмента.

Значение величины V/F для образцов простой формы находят по формулам, приведенным в табл. 5. Критерий формы $K_ф$ выбирают по данным табл. 6.

Значения коэффициента конфигурации $K_к$ приведены в табл. 7, а необходимые для расчета по формуле (2) значения коэффициента K_1 для условий нагрева в расплавах хлористых солей — в табл. 8. Если подогрев быстрорежущих сталей проводят при более высоких температурах (1050—1100° С), то время окончательного нагрева сокращают, умножая указанные в таблице значения K_1 на коэффициент 0,7.

Для длинномерного инструмента, отношение длины рабочей части которого к его диаметру достаточно велико (3 : 1 и более), при определении времени прогрева влиянием члена $2D$ в формуле (4) пренебрегают. Таким образом, время сквозного прогрева $\tau_{с.п}$ сплошных длинных цилиндров и концевого инструмента с достаточной для практики точностью определяют по получаемой при этом формуле

$$\tau_{с.п} = nD, \tag{15}$$

где n — коэффициент, с/мм; D — фактический размер образца или инструмента мм.

Чтобы получить результаты в минутах, формулу (15) выражают в виде

$$\tau_{с.п} = \frac{n}{60} D. \tag{16}$$

По формуле (16) и производят упрощенный расчет времени сквозного прогрева длинномерных цилиндров и концевого инструмента в соляных ваннах Зиачения коэффициента n находят из табл. 9.

Все формулы для определения времени сквозного прогрева образцов и инструмента приведены для условий свободного омывания их поверхности нагревающей средой. При нагреве в приспособлениях, которые погружают в солевой расплав вместе с изделиями, расчетное время прогрева увеличивают на 20—30%.

Время выдержки после прогрева. Изотермическая выдержка после прогрева для инструментальных заэвтектоидных и ледебуритных сталей должна обеспечить такую степень растворения избыточных карбидов и выравнивание состава аустенита, которые необходимы для достижения высокой теплостойкости и получения после отпуска высоких механических и режущих свойств.

На основе опытных данных установлены [8] следующие эмпирические формулы для определения величины $\tau_{и.в}$ после прогрева в зависимости от общего содержания сильных карбидообразующих элементов в инструментальных сталях. Для заэвтектоидных углеродистых и низколегированных сталей

$$\tau_{и.в} = 1 + 0{,}6Cr + 0{,}4W + 3V. \tag{17}$$

Для высокохромистых ледебуритных сталей

$$\tau_{и.в} = 0{,}2Cr + 0{,}5W + V + Mo. \tag{18}$$

Для быстрорежущих сталей:

$$\tau_{и.в} = 0{,}08W + 0{,}2V + 0{,}15Mo, \tag{19}$$

где Cr, W, V, Mo — содержание в сталях этих элементов в процентах.

На основании формул (17)—(19) вычислены и приведены в табл. 10 значения величины $\tau_{и.в}$ для применяемых инструментальных сталей.

В ряде случаев при назначении изотермической выдержки после прогрева вводят поправки, учитывающие влияние величины и распределения избыточных карбидов в инструментальных сталях. Например, для мелких профилей из быстрорежущих сталей (обычно диаметром $\leqslant 10$ мм), где избыточные карбиды более измельчены и равномернее распределены по объему стали, время выдержки $\tau_{и.в}$ иногда назначают на 20—30% больше расчетного.

Изотермическая выдержка может быть более длительной, если требуется повышенная красностойкость, определяемая условиями резания. Например, для отдельных инструментов, работающих при высоких скоростях резания 60—

Таблица 5. Формулы для определения V/F

Гело	Выбираемый минимальный размер D или C, см	Формула для определения V/F (в см)	№ формулы
Шар	Диаметр	$\frac{D}{6}$	(3)
Куб	Ребро	$\frac{D}{6}$	(3)
Сплошиой цилиндр	Диаметр	$\frac{DH}{4H + 2D}$	(4)
Прямая призма с осиованием в виде любых правильных миогограиников	Диаметр вписаиного круга	$\frac{DH}{4H + 2D}$	(4)
Полый цилиндр (кольцо)	Наружиый диаметр	$\frac{(D - d)H}{4H + 2(D - d)}$	(5)
Пластииа (параллелепипед)	Толщииа	$\frac{ABC}{2(AB + AC + BC)}$	(6)

Примечание. H — высота; D — иаружиый диаметр; d — виутренний диаметр; C, B, A — габаритиые размеры (C — толщииа пластины).

Таблица 6. Формулы для определения $K_ф$

Форма тела	Соотношение размеров тела	Формула для определеиия $K_ф$	№ формулы
Шар	—	$K_ф = 1$	(7)
Куб	—	$K_ф = 1{,}4$	(8)
Длииный сплошной цилиидр	$\frac{D}{H} \leqslant 1$	$K_ф = 1 + 0{,}2\frac{D}{H}$	(9)
Короткий сплошиой цилиидр	$\frac{H}{D} \leqslant 1$	$K_ф = 1 + 0{,}2\frac{H}{D}$	(10)
Длииная прямая правильиая призма с числом граней N	$\frac{D}{H} \leqslant 1$	$K_ф = 1 + 0{,}2\frac{D}{H} + \frac{1}{N+1}$	(11)
Длииный полый цилиндр	$\frac{D - d}{H} \leqslant 1$	$K_ф = 1 + 0{,}2\frac{D - d}{H}$	(12)
Короткий полый цилиндр (кольцо)	$\frac{H}{D - d} \leqslant 1$	$K_ф = 1 + 0{,}2\frac{H}{D - d}$	(13)
Пластииа (параллелепипед)	$C \leqslant B \leqslant A$	$K_ф = 1 + 0{,}2\left(\frac{C}{B} + \frac{C}{A}\right)$	(14)

Обозначения см. в табл. 5.

Таблица 7. Значения коэффициентов $K_к$ в формуле (2) для некоторых тел простой формы и различных режущих инструментов

Вид инструмента и тел простой формы	Коэффициент конфигурации $K_к$
Полый цилиндр, сплошной цилиндр, пластина	1,0
Резьбонакатные ролики, круглые напильники, отрезные фрезы	0,90
Цилиндрические фрезы, шеверы и дисковые долбяки	0,75
Пазовые, одно- и двухугловые, дисковые трехсторонние, полукруглые выпуклые и вогнутые фрезы, насадные зенкеры, корпусы сборных инструментов	0,7
Червячные, резьбовые, насадные и торцовые насадные фрезы	0,65
Круглые плашки	0,45
Напильники круглые	0,90
Ручные и машинные развертки, круглые протяжки, концевые фрезы и зенкеры, трубные метчики	0,64
Ручные и гаечные метчики	0,53
Сверла спиральные	0,45
Протяжки плоские, ножи к сборному инструменту	0,85

Таблица 8. Значения коэффициента K_1

Группа сталей	Температура нагрева, °С	K_1, мин/см	Группа сталей	Температура нагрева, °С	K_1, мин/см
Углеродистые и низколегированные стали *	800	12,5	Быстрорежущие и другие высоколегированные стали **	1200	5,4
	850	11,3		1210	5,3
	870	10,8		1220	5,1
	900	10,0		1230	5,0
	950	8,8		1240	4,9
Высокохромистые и другие среднелегированные стали **	1000	8,0		1250	4,8
	1050	7,4		1275	4,4
	1100	6,7		1300	4,1
	1150	6,0			

* Предварительный подогрев до 400—500° С.
** Предварительный подогрев до 860—880° С в солевом расплаве.

Таблица 9. Значение коэффициента n при нагреве в расплавах хлористых солей, приведенных в табл. 3, для длинномерных тел простой формы и концевого инструмента

Среда нагрева	Температура нагрева, °С	Сплошной цилиндр	Стержень квадратного сечения	Спиральные сверла	Ручные и гаечные метчики	Развертки, фрезы, зенкеры хвостовые, долбяки, протяжки круглые	Круглые напильники и надфили
$BaCl_2$ + NaCl	800	19,0	22,8	8,5	10,0	12,2	17,1
	850	17,0	20,4	7,6	9,0	10,9	15,3
	870	16,2	19,4	7,3	8,6	10,4	14,6
	900	15,0	18,0	6,8	8,0	9,6	13,5
	950	13,0	15,6	5,8	6,9	8,3	11,7
$BaCl_2$	1000	12,0	14,4	5,4	6,4	7,7	10,8
	1050	11,0	13,2	5,0	5,8	7,0	9,9
	1100	10,0	12,0	4,5	5,3	6,4	9,0
	1150	9,0	10,8	4,0	4,8	5,8	8,1

Среда нагрева	Температура нагрева, °С	Сплошной цилиндр	Стержень квадратного сечения	Спиральные сверла	Ручные и гаечные метчики	Развертки, фрезы, зенкеры хвостовые, долбяки, протяжки круглые	Круглые напильники и надфили
$BaCl_2$	1200	8,0	9,6	3,6	4,2	5,1	7,2
	1210	7,8	9,4	3,5	4,1	5,0	7,0
	1220	7,6	9,1	3,4	4,0	4,9	6,8
	1230	7,4	8,9	3,3	3,9	4,7	6,7
	1250	7,0	8,4	3,2	3,7	4,5	6,3
	1275	6,5	7,8	3,0	3,5	4,2	5,8
	1300	6,0	7,2	2,7	3,2	3,8	5,4

Таблица 10. Значения $\tau_{н.в}$ для различных сталей

Группа сталей	Марка стали	Температура закалки, °С	Время выдержки после прогрева $\tau_{н.в}$, мин	Группа сталей	Марка стали	Температура закалки, °С	Время выдержки после прогрева $\tau_{н.в}$, мин
Углеродистые и низколегированные	У10, У12, У13	800	1,0	Быстрорежущие	Р18, Р18Ф2	1275	1,7
	11Х	820	1,5		Р14Ф4	1250	1,9
	9ХС	875	1,7		Р12	1245	1,3
	Х	840	1,9		Р12Ф3	1245	1,7
	ХВГ	860	1,3		Р9, Р9К5, Р9К10	1230	1,1
	ХВСГ	870	2,1		Р9Ф5	1240	1,7
Высокохромистые	Х6ВФ	1010	2,5		Р6М5	1225	1,8
	Х12Ф1	1070	3,2		Р6М3	1225	1,6
	Х12М	1070	3,1		Р8М3К6С	1210	2,0
	6Х6В3МФС	1050	3,5				

70 м/мин и изготовленных из менее склонных к перегреву быстрорежущих сталей с повышенным содержанием ванадия, например из сталей Р18К5Ф2 или Р14Ф4, время $\tau_{н.в}$ может быть увеличено до 1,5 раза по сравнению с обычно назначенным при скоростях резания 30—40 м/мин.

Охлаждение при закалке. Условия охлаждения при закалке режущего инструмента должны обеспечить сохранение высокой концентрации углерода, а для легированных и быстрорежущих сталей — и легирующих элементов в твердом растворе, сведение до минимума закалочной деформации и отсутствие трещин. Исходя из этих требований для режущего инструмента из углеродистой стали применяют следующие условия охлаждения при закалке: мелкоразмерный инструмент диаметром до 4 мм охлаждают в масле; инструмент диаметром 5—10 мм подвергают ступенчатой закалке с охлаждением в солевых расплавах при 160—200° С в течение времени, равного выдержке при нагреве и далее на воздухе; весь инструмент из углеродистой стали диаметром более 10—12 мм охлаждают в 5—10%-ном водном растворе NaCl или NaOH с температурой 18—30° С. При закалке инструмента из этих сталей, имеющего сложный профиль или большие габаритные размеры, для уменьшения деформации и предотвращения образования трещин применяют комбинированное охлаждение: до температуры начала мартенситного превращения охлаждают в воде, а затем переносят в масло или горячий солевой

расплав с температурой 160—200° С, где выдерживают короткое время и далее охлаждают на воздухе.

Весь инструмент из низколегированных сталей подвергают ступенчатой закалке с охлаждением в солевом расплаве при 160—240° С в течение времени, равного выдержке при окончательном нагреве, и далее на воздухе.

Для большинства инструментов из быстрорежущих и высокохромистых сталей применяют ступенчатую закалку трех видов: с охлаждением в средах различного состава с температурой 200—300° С, 400—550° С и 610—650° С и далее на воздухе. Время выдержки во всех этих средах для инструмента из быстрорежущих сталей равно времени окончательного нагрева; для инструмента из высокохромистых сталей выдержка в первых двух средах также равна времени окончательного нагрева, в третьей среде (при 620—650° С) она равна половине указанного времени [9].

Некоторые виды инструмента из быстрорежущей стали закаливают в других условиях: мелкоразмерный инструмент (диаметром до 5 мм) при закалке иногда охлаждают на воздухе; отдельные виды длинномерного инструмента, например протяжки, закаливают с охлаждением в горячем масле до 300° С, а затем подвергают горячей правке в интервале температур мартенситного превращения в процессе дальнейшего охлаждения на спокойном воздухе.

Охлаждающие среды. Применяемые при закалке режущего инструмента охлаждающие среды [10] должны быть достаточно простыми по составу, легкоплавкими и жидкотекучими; не должны разъедать поверхность инструмента, нагретого до закалочных температур, не должны быть ядовитыми и взрывоопасными при используемых температурах. В основном для данной цели применяют смеси селитр с добавками едких щелочей. В последние годы широкое применение нашли смеси хлористых солей. Составы, наиболее часто используемых охлаждающих сред при закалке различного режущего инструмента приведены в табл. 11.

Твердость после закалки. Инструмент из углеродистой и низколегированной стали после закалки должен иметь твердость *HRC* ≥ 62. Для инструмента из быстрорежущей стали требуемая твердость после закалки зависит от химического состава стали: для инструмента из вольфрамовых или вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей она должна быть в пределах *HRC* 62—65, из кобальтовых быстрорежущих сталей — в пределах *HRC* 64—66.

Оборудование для закалки инструмента. В единичном и мелкосерийном производстве для нагрева и охлаждения при закалке режущего инструмента используют электродные и тигельные соляные ванны различных типов и конструкций. В крупносерийном и массовом производстве режущего инструмента, на инструментальных заводах широко применяют автоматизированные агрегаты для закалки инструмента.

Данные о некоторых видах механизированного оборудования, которое используют при закалке и отпуске режущего инструмента в массовом производстве, приведены в табл. 12.

Методы контроля. При закалке режущего инструмента контролируют температуру нагрева, время выдержки, обезуглероживающую активность ванн окончательного нагрева, температуру ванн ступенчатого охлаждения и др.

Контроль обезуглероживающей активности соляных ванн производят методом фольги с помощью образцов тонкой (0,08—0,12 мм) ленты из высокоуглеродистой стали 13Х, имеющей исходное содержание углерода $C_и = 1{,}3—1{,}4\%$. Образцы нагревают при обычных для обрабатываемых сталей температурах закалки, указанных в табл. 4, выдерживая их в высоко- и среднетемпературных ваннах в течение 1 и 10 мин соответственно, после чего быстро охлаждают в воде.

Конечное содержание углерода $C_к$ в контрольном закаленном образце ленты после нагрева определяют или методом химического анализа или ускоренным методом [11], заключающемся в измерении на установках ИТЭС-5м термоЭДС, возникающей между этим образцом и нагретым до 160° С медным электродом, используя экспериментально найденную зависимость этих двух величин.

Ванну считают удовлетворительной, если после нагрева в указанных условиях конечное содержание углерода $C_к$ в контрольных образцах ленты составляет при закалке вольфрамовых быстрорежущих сталей Р18, Р12, Р14Ф4 и др.

Таблица 11. Охлаждающие закалочные среды

Инструмент	Основная охлаждающая среда			Заменяющая охлаждающая среда		
	Состав	Температура плавления, °С	Рабочая температура, °С	Состав	Температура плавления, °С	Рабочая температура, °С
Из углеродистой стали, диаметром, мм: до 4	Масло	—	20—60	Расплав 55% KNO_3 + 45% $NaNO_2$	137	150—170
4—10	Расплав 55% KNO_3 + 45% $NaNO_2$	137	150—170	Расплав 20% NaOH + 80% KOH + 6% H_2O к общему количеству щелочей	130	150—170
более 10	5—10%-ный водный раствор NaCl	—	18—30	5—10%-ный водный раствор NaOH	—	18—35
Из низколегированной стали	Расплав 55% KNO_3 + 45% $NaNO_2$	137	160—180	Расплав 20% NaOH + 80% KOH + 6% H_2O к общему количеству щелочей	130	150—180
Из быстрорежущих и высокохромистых сталей	Расплав 70% KNO_3 + 30% NaOH	260	300—550	Расплавы: 100% KNO_3 55% KNO_3 + 45% $NaNO_2$ 100% NaOH	337 137 328	400—550 200—300 400—550
	Расплав 50% $BaCl_2$ + 25% KCl + 25% NaCl	585	610—675	Соль НТ-660: 48% $BaCl_2$ + 30% KCl + 22% NaCl	580	610—675

Таблица 12. Автоматизированное оборудование для закалки и отпуска режущего инструмента в крупносерийном и массовом производстве

Операция	Характеристика оборудования: Наименование	Тип	Максимальная производительность, кг/ч	Загрузочно-транспортирующее устройство	Проектная организация	Место эксплуатации оборудования
I. Для инструмента из углеродистой стали						
Закалка	Полуавтоматический агрегат	МФ-557	250	Цепной конвейер	Завод «Фрезер»	Завод «Фрезер»
Отпуск	То же	МФ	210	То же	То же	То же
II. Для инструмента из быстрорежущей стали						
Закалка: крупногабаритного инструмента	Полуавтоматический закалочный агрегат	ТА-30	250	Автооператор	СКТБИ	Томский инструментальный завод
инструментов средних размеров	Полуавтоматический закалочный агрегат универсальный	ТА-28	300	»		Белгородский завод фрез
хвостовой и рабочей части инструмента	Полуавтоматический закалочный агрегат	Т-1	1200 шт/ч (сверло Ø12 мм)	Рычажные перебросы	Вильнюсский завод сверл	Вильнюсский завод сверл
Трехкратный отпуск по обычным режимам	Полуавтоматический агрегат	ТА-08	375	Автооператор	СКТБИ	Московский инструментальный завод (МИЗ)
Двухкратный кратковременный отпуск и очистка	То же	Т-2	1200 шт/ч (сверло Ø12 мм)	Рычажные перебросы и цепные конвейеры	Вильнюсский завод сверл	Вильнюсский завод сверл

$\geqslant 0{,}8\%$, вольфрамомолибденовых Р6М5, Р6М3 и др. $\geqslant 0{,}9\%$, молибденокобальтовых Р9М4К8, Р6М5К5 и др. $\geqslant 1\%$, углеродистых и низколегированных сталей У12А, 9ХС и др. $\geqslant 1{,}2\%$.

Для оценки качества закалки выборочно контролируют твердость рабочей части (а у сварного инструмента — и твердость хвостовой части), микроструктуру, иногда кривизну стержневых инструментов, изменение диаметра посадочного отверстия насадных инструментов, отсутствие наружных дефектов и др. Для инструментов из быстрорежущей стали обязательным является выборочный контроль аустенитного зерна.

4. ОТПУСК ИНСТРУМЕНТА

Режимы отпуска. Выбор режима отпуска режущего инструмента определяется химическим составом стали, из которой он изготовлен, его назначением и требуемой твердостью. Почти весь инструмент из углеродистой и легированной стали подвергают отпуску при низких температурах 150—180° С с выдержкой 1—2 ч. К этой категории инструментов относятся сверла, развертки, метчики и другой инструмент, твердость которого после отпуска должна быть не менее *HRC* 61. Круглые плашки из стали ХВСГ или 9ХС должны иметь более низкую твердость — *HRC* 58—62, поэтому их отпускают при более высокой температуре (180—200° С) с выдержкой 1 ч.

Отпуск инструмента из быстрорежущей стали должен обеспечить возможно более полное превращение остаточного аустенита, что достигается применением многократного отпуска с охлаждением до 20—40° С. Температура отпуска, продолжительность и число отпусков определяются химическим составом стали и выбранными условиями проведения этой операции. В промышленности применяют два вида отпуска инструмента из быстрорежущих сталей — обычный отпуск при 550—570° С с выдержками по 1 ч и так называемый кратковременный двух-трехкратный отпуск при 580—620° С с выдержками каждый раз по 30—10 мин. Режимы отпуска инструмента из различных быстрорежущих сталей приведены в табл. 13.

Оборудование для отпуска. В единичном и мелкосерийном производстве отпуск инструмента из углеродистых и низколегированных сталей производят в масляных, электровоздушных и соляных ваннах, инструмента из быстрорежущих сталей — главным образом в соляных ваннах и реже в электровоздушных печах вертикального типа, снабженных вентилятором для перемешивания воздуха и поддержания одинаковой температуры во всем рабочем пространстве печи.

На инструментальных заводах для отпуска инструмента используют стандартные электродные соляные ванны с прямоугольной формой рабочего пространства или же устанавливаемыми в полуавтоматических агрегатах ванны с трубчатыми нагревателями из стали 12Х18Н9Т, которые обладают хорошей стойкостью в расплавах азотнокислых солей (см. табл. 12).

Кратковременный отпуск инструмента из быстрорежущих сталей проводят на механизированном оборудовании, оснащенном приборами для автоматического регулирования температур в узких пределах $\pm 5°$ С и специальными механизмами и устройствами для перемещения подвесок с инструментом из ванны в ванну через строго заданные промежутки времени. При этом инструмент должен загружаться в приспособления таким образом, чтобы вся его поверхность свободно омывалась солевым расплавом. При кратковременном отпуске продолжительность пребывания инструмента в отпускной ванне зависит от размера инструмента: время прогрева должно составлять приблизительно 1 мин на 1 см его диаметра или толщины, а выдержка после прогрева должна быть 10—15 мин.

Среды для отпуска. Для отпуска режущего инструмента применяются сравнительно простые по составу жидкие среды, обладающие высокой жидкотекучестью, не разъедающие поверхность закаленных изделий и являющиеся при условии строгого соблюдения температурного режима достаточно взрыво- и пожаробезопасными. Составы их приведены в табл. 14.

Масло в качестве среды для отпуска применяется редко, так как требуется последующая весьма продолжительная операция обезжиривания; кроме того, оно опасно в пожарном отношении и загрязняет цех. В связи с этим основное приме-

Таблица 13. Режимы отпуска инструмента

Марка стали	Режим отпуска			Твердость после отпуска *HRC* (не менее)
	Температура, °С	Выдержка	Число отпусков	
Быстрорежущие стали				
Р18	560	1 ч	3	62
	580	30 мин	2	62
	600	10—15 мин	2	62
Р12	560	1 ч	3	62
	580	30 мин	2	62
	600	10—15 мин	2	62
Р9	560	1 ч	3	62
	580	30 мин	2	62
	600	10—15 мин	2	62
Р6М3	560	1 ч	2	62
	580	15—20 мин	2	62
Р6М5, Р6М5Ф3	560	1 ч	2—3	63
	580	20 мин	2	63
Р18Ф2	570	1 ч	3	63
	600	1 ч	2—3	62
Р12Ф3	560	1 ч	3	63
Р14Ф4	570	1 ч	3—4	63
	600	1 ч	2—3	62
	600	20 мин	3	63
	620	10 мин	3	63
Р9Ф5	570	1 ч	3—4	63
	600	1 ч	2—3	62
	600	20 мин	2	63
Р18К5Ф2	570	1 ч	3	63
	600	1 ч	2—3	62
Р12Ф4К5	560	1 ч	3	64
Р10К5Ф5	570	1 ч	3—4	63
	600	1 ч	2—3	62
	600	20 мин	3	63
	620	10 мин	3	63
Р9К5, Р9К10	570	1 ч	3	63
	600	1 ч	2—3	62
Р6М5К5	560	1 ч	2—3	63
Р8М3К6С	560	1 ч	3—4	64
Р9М4К8	560	1 ч	2—3	64
Р12М3Ф2К8	560	1 ч	3	64
Углеродистые и легированные стали				
У12А	140—200	1—2 ч	1	60—64
9ХС	140—200	1—2 ч	1	60—65
ХВГ	140—200	1—2 ч	1	60—64
ХВСГ	140—200	1—2 ч	1	58—63
Х6ВФ	140—200	2 ч	1	61—64
6Х6В3МФС	225—400	2 ч		58—60
Х12Ф1	140—200	1—2 ч	1	58—64
Х12М	140—200	1—2 ч	1	58—64

Таблица 14. Жидкие среды для отпуска режущего инструмента

Состав среды	Температура, °С		
	вспышки	плавления	рабочая
Масло индустриальное И-40А (ГОСТ 20799—75)	190	—	150
Масло цилиндровое тяжелое 52 (ГОСТ 6411—76)	310	—	250
55% KNO_3 + 45% $NaNO_2$	—	137	150—300
85% KNO_3 + 15% NaOH	—	226	400—560
100% KNO_3	—	337	350—560
30% $BaCl_2$ + 20% NaCl + 50% $CaCl_2$	—	450	500—675

нение для отпуска режущего инструмента в настоящее время находят расплавленные соли.

Методы контроля. После отпуска контролируют твердость рабочей и хвостовой части инструмента с помощью прибора Роквелла и напильника, тарированного на твердость *HRC* 61 для инструмента из углеродистой и низколегированной стали и *HRC* 62—64 для инструмента из быстрорежущей стали. В условиях массового и крупносерийного производства контроль качества отпуска производят выборочно. Качество отпуска многих видов инструмента (сверл, метчиков, плашек и др.) определяют с помощью магнитных анализаторов, позволяющих оценить, например, степень распада остаточного аустенита в быстрорежущей стали. Систематически, выборочно, контролируют также микроструктуру стали после отпуска.

5. СПОСОБЫ ОЧИСТКИ ИНСТРУМЕНТА ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Для удаления с поверхности термически обработанного инструмента остатков масел и солей применяют следующие способы очистки: промывку, обезжиривание, химическую очистку, гидроочистку, дробеструйную очистку. Подробные данные об условиях выполнения этих операций приведены в табл. 15 и 16.

Таблица 15. Способы промывки и химической очистки режущих инструментов при термической обработке

Наименование операции	Наименование переходов	Применяемые материалы		Режим обработки	
		Наименование	Содержание, %	Температура, °С	Время, мин
Промывка	Промывка	Едкий натр NaOH Жидкое стекло Na_2SiO_3 или эмульгатор ОП-7, ОП-10	0,15 0,3	70—80	5—10
	Пассивирование	Нитрит натрия $NaNO_2$ Кальцинированная сода Na_2CO_3	1—1,5 0,3—0,35	70—80	2—3
Обезжиривание	Вываркa	Едкий натр NaOH Тринатрийфосфат Na_3PO_4 Жидкое стекло Na_2SiO_3	8—10 1,5—2 0,2—0,5	80—100	20—30
	Промывка	Вода проточная	—	70—80	2—3
	Пассивирование	Нитрит натрия $NaNO_2$ Кальцинированная сода Na_2CO_3	1—1,5 0,3—0,35	70—80	2—3
Химическая очистка	Вываркa	Вода	—	90—100	20—30
	Промывка	Вода	—	15—20	2—3
	Травление	Соляная кислота HCl	18—20	30—40	10—20
	Промывка	Вода	—	15—20	2—3
	Нейтрализация	Кальцинированная сода Na_2CO_3	2	60—70	3—5
	Пассивирование	Нитрит натрия $NaNO_2$ Кальцинированная сода Na_2CO_3	1,5—2 0,3—0,35	70—80	2—3
Абразивно-жидкостная обработка	Гидроочистка	Кварцевый песок или электрокорунд Al_2O_3 Нитрит натрия $NaNO_2$ Кальцинированная сода Na_2CO_3	400 г/л 1 1,5	Давление 5—6 кгс/см²	15—30
	Промывка	Вода	—	15—20	2—3
	Пассивирование	Нитрит натрия $NaNO_2$ Кальцинированная сода Na_2CO_3	1,5—2 0,3—0,35	70—80	2—3

Таблица 16. Дробеструйная очистка инструмента при термической обработке

Наименование операции	Среда обработки	Режим обработки		
		Температура, °С	Давление, кгс/см²	Время
Выварка	Вода	90—100	—	2—2,5 ч (для быстрорежущей стали); 30—40 мин (для углеродистой стали)
Дробеструйная очистка	Дробь типа ДЧК, ДСК зернистостью 0,3—0,8 мм	—	5—6	15—30 мин
Пассивирование	1,5—2% нитрита натрия и 0,3—0,35% кальцинированной соды	80—90	—	2—3 мин

6. ПРАВКА ИНСТРУМЕНТА ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

В целях устранения закалочной деформации некоторые виды концевого инструмента, имеющие значительное отношение длины к диаметру, подвергают правке непосредственно в процессе закалки, после закалки или после отпуска. Правке в процессе закалки подвергают протяжки и некоторые виды сверл. При закалке применяют как ручную, так и механизированную правку в специальных закалочно-правильных машинах. Правку после отпуска производят вручную, с подогревом инструмента на газовых горелках до температуры не выше 500° С. Она имеет целью устранить дополнительное коробление, возникающее в процессе отпуска инструмента из быстрорежущей стали в результате превращения остаточного аустенита в мартенсит. Данный вид правки применяют главным образом для таких инструментов, как сверла с коническим хвостовиком, метчики гаечные, развертки и др. Допуск на кривизну при правке концевого инструмента не должен превышать $^1/_2$ установленного припуска на его шлифование.

7. ДОПОЛНИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ГОТОВОГО ИНСТРУМЕНТА

Дополнительную термическую обработку готового инструмента производят с целью снятия остаточных напряжений, возникающих в процессе его шлифования и заточки, частичного исправления структуры поверхностного слоя, т. е. устранения или ослабления влияния тех факторов, которые ведут к недопустимым изменениям размеров инструмента при его хранении или понижают его стойкость в эксплуатации.

Дополнительную термическую обработку проводят также для улучшения товарного вида и повышения коррозионной стойкости готового инструмента.

Применяют следующие виды дополнительной термической обработки режущего инструмента из быстрорежущей стали: а) отпуск при температуре 200° С в течение 1 ч, с целью частичного снятия внутренних напряжений, осуществляемый обычно в масле; б) отпуск в жидкой среде при температуре 500° С в течение 1 ч в расплаве соли ЧС-312 (60% $NaNO_2$ + 40% KNO_2) для точного зуборезного инструмента (червячных фрез и шеверов) с целью резкого уменьшения изменений размеров при последующем хранении.

Наиболее надежную стабилизацию размеров при хранении обеспечивает разделение шлифования этого инструмента на две операции — предварительное и

окончательное шлифование и проведение двойного дополнительного отпуска: первого при 500° С в течение 1 ч после предварительного шлифования и второго при 200° С в течение 1 ч после окончательного шлифования. Все перечисленные виды дополнительного отпуска способствуют также повышению стойкости инструмента в работе.

В целях придания хорошего товарного вида и некоторого повышения стойкости режущий инструмент из быстрорежущих сталей, имеющий полностью шлифованную поверхность (сверла с вышлифованным профилем, некоторые виды фрез), подвергают дополнительному отпуску в электровоздушной печи с непрерывной циркуляцией воздуха при 275—300° С в течение 30 мин — 1 ч. Затем инструмент немедленно охлаждают в чистом масле (цилиндровом 52) и насухо протирают тряпкой. В результате инструмент приобретает красивую и ровную золотистую поверхность и высокую коррозионную стойкость при хранении на воздухе.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Геллер Ю. А.** Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1975. 584 с.
2. **Гуляев А. П., Малинина К. А., Саверина С. М.** Инструментальные стали. Справочник. М.: Машиностроение, 1975. 270 с.
3. **Инструментальные стали**/Л. А. Позняк, С. И. Тишаев, Ю. М. Скрыченко и др. Справочник. М.: Металлургия, 1977. 168 с.
4. **Смольников Е. А., Клоков В. И.** Ускоренный циклический отжиг быстрорежущей стали. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1978, № 9, с. 43—48.
5. **Смольников Е. А., Жданова Ф. И.** Соляные ванны для термической обработки изделий. Справочник. М.: Машгиз, 1963. 124 с.
6. **Смольников Е. А.** Соляные ванны для нагрева металла. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1970, № 11, с. 71—78.
7. **Смольников Е. А., Сарманова Л. М., Карпова Г. А.** Ректификация высокотемпературных соляных ванн различными материалами. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1977, № 2, с. 38—42.
8. **Смольников Е. А.** Как рассчитать время нагрева при закалке. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1970, № 12, с. 53—65.
9. **Смольников Е. А., Горбацевич Ю. А.** Высокоступенчатая закалка быстрорежущей стали. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1973, № 2, с. 2—6.
10. **Смольников Е. А., Лещинская Р. П.** Выбор рациональных закалочных сред и методов их контроля для инструментальной промышленности. М.: НИИМАШ, 1965. 45 с.
11. **Смольников Е. А., Сарманова Л. М.** Ускоренный контроль обезуглероживающей активности соляных ванн. — Металловедение и термическая обработка металлов, 1969, № 4, с. 26—32.

ПРИЛОЖЕНИЕ

КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

В настоящем приложении приведены основные данные, необходимые для конструктора и технолога, по некоторым наиболее распространенным конструкционным сталям:

1) химический состав сталей и гарантируемые механические свойства;
2) положение критических точек;
3) диаграммы изотермического и анизотермического (термокинетического) превращения аустенита;
4) прокаливаемость стали (торцовая проба);
5) критические диаметры прокаливаемости (максимальный размер прутка в мм для 90 и 50% мартенсита в центре) при охлаждении в воде, масле и с бесконечно большой скоростью охлаждения поверхности;
6) твердость по сечению прутков разного диаметра при закалке в воде и в масле;
7) порог хладноломкости: верхний, средний и нижний, определенный по виду излома;
8) чувствительность к отпускной хрупкости (по смещению T_{50} в результате охрупчивающего отпуска);
9) механические свойства ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, HRC, ψ, δ, a_1) в зависимости от температуры отпуска;
10) механические свойства в зависимости от размера прутка и места вырезки образца после стандартного для данной марки стали режима термической обработки.

Наиболее полные справочные данные по сталям 18ХГТ, 18Х2Н4ВА, 40Х, 40ХН, 30ХМА, 30ХГСА, 40ХН2МА были представлены в виде справочных таблиц в журнале «Металловедение и термическая обработка металлов» за 1969—70 гг. Пропуски в таблицах и графиках по отдельным маркам сталей показывают, что этих данных пока в литературе нет.

Таблица 1. Гарантируемый состав, % (ГОСТ 4543—71)

C	Mn	Si	Cr	S	P
0,17—0,23	0,5—0,8	0,17—0,37	0,7—1,0	Не более 0,035	Не более 0,035

Таблица 2. Гарантируемые механические свойства (ГОСТ 4543—71)

$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	
кгс/мм²		%		кгс·м/см²	Закалка от 900° С в воде, отпуск при 620° С
Не менее					
80	65	11	40	6	

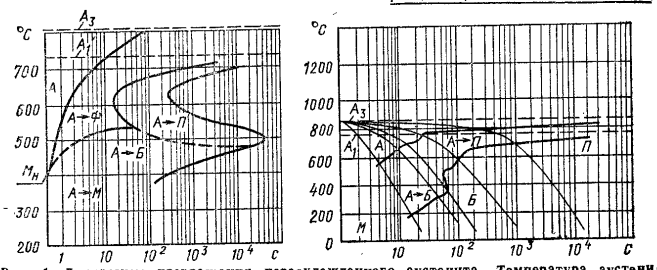


Рис. 1. Диаграммы превращения переохлажденного аустенита. Температура аустенитизации 850° С

Таблица 3. Критические точки, °С

Ac_1	Ac_3	$M_н$
740	840	395

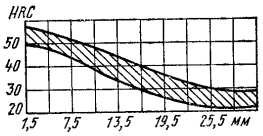


Рис. 2. Прокаливаемость. Торцовая проба

Таблица 4. Критические диаметры прокаливаемости, мм

% мартенсита	$H = \infty$	$H = 1,5$ (вода)	$H = 0,4$ (масло)
50	~40	25	15
90	—	20	10

Таблица 5. Порог хладноломкости, °С

$T_в$	T_{50}	$T_н$
—	—	—

Таблица 6. Чувствительность к отпускной хрупкости

Состояние	T_{50}, °С	ΔT, °С
Вязкое	—	—
Охрупченное	—	—

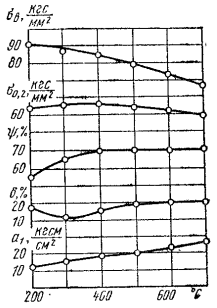


Рис. 3. Механические свойства в зависимости от температуры отпуска (закалка от 900° С в масле)

18ХГТ

Таблица 1. Гарантируемый состав, % (ГОСТ 4543—71)

C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	S	P
0,17—0,23	0,8—1,10	0,17—0,37	1,0—1,30	0,25	0,06—0,12	Не более 0,035	0,035

Таблица 2. Гарантируемые механические свойства (ГОСТ 4543—71)

$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	
кгс/мм²		%		кгс·м/см²	Закалка от 880° С в масле, отпуск при 200° С
Не менее					
110	85	9	50	8	

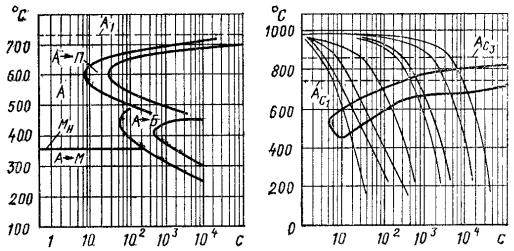


Рис. 1. Диаграммы превращения переохлажденного аустенита. Температура аустенитизации 850° С

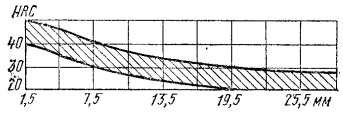


Рис. 2. Прокаливаемость. Торцовая проба

Таблица 3. Критические точки, °С

Ac_1	Ac_3	$M_н$
720	810	375

Таблица 4. Критические диаметры прокаливаемости, мм

% мартенсита	$H = 1,5$ (вода)	$H = 0,4$ (масло)
50	70	50	35
90	—	30	20



Рис. 3. Прокаливаемость. Твердость по сечению

Таблица 5. Порог хладноломкости, °С

$T_в$	T_{50}	$T_н$	
40	0	—40	Закалка от 880° С в масле, отпуск при 200° С

Таблица 6. Чувствительность к отпускной хрупкости

Состояние	T_{50}, °С	ΔT, °С
Вязкое: отпуск при 500° С	—15	—
Охрупченное: отпуск при 500° С + 600° С 16 ч, медленное охлаждение	45	60

Таблица 7. Механические свойства в зависимости от сечения (закалка от 850° С в масле, отпуск при 620° С)

Диаметр заготовки, мм	Место вырезки образца	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	HRC
		кгс/мм²		%		кгс·м/см²	
40	Центр	—	—	—	—	—	—
60	Центр	81	68	19	61	7	25
80	1/2	80	62	18	61	17	18
100	1/2	72	46	21	63	16	15
120	1/3	68	42	15	64	14	19

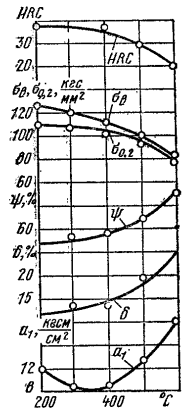


Рис. 4. Механические свойства в зависимости от температуры отпуска (закалка от 880° С в масле)

18Х2Н4ВА

Таблица 1. Гарантируемый состав, % (ГОСТ 4543—71)

C	Mn	Si	Cr	Ni	W	S	P
0,14—0,20	0,25—0,55	0,17—0,37	1,35—1,65	4,0—4,4	0,80—1,20	Не более 0,025	0,025

Таблица 2. Гарантируемые механические свойства (ГОСТ 4543—71)

$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	
кгс/мм²		%		кгс·м/см²	Закалка от 860° С в масле, отпуск при 200° С
Не менее					
115	82	12	50	10	

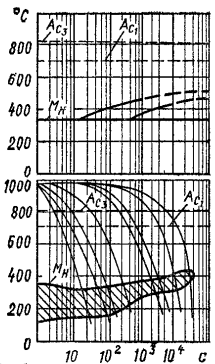


Рис. 1. Диаграммы превращения переохлажденного аустенита. Температура аустенитизации 860° С при изотермическом и 950° С при термокинетическом превращениях

Таблица 3.
Критические точки, °С

Ac_1	Ac_3	$M_н$
720	805	335

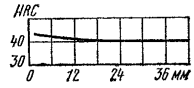


Рис. 2. Прокаливаемость. Торцовая проба

Таблица 4. Критические диаметры прокаливаемости, мм

% мартенсита	$H = \infty$	$H = 1{,}5$ (вода)	$H = 0{,}4$ (масло)
50	>250	>200	>170
90	—	—	—



Рис. 3. Прокаливаемость. Твердость по сечению

Таблица 5. Порог хладноломкости, °С

$T_в$	T_{50}	$T_и$	
—60	—100	—130	Закалка от 860° С в масле, отпуск при 200° С

Таблица 6. Чувствительность к отпускной хрупкости

Состояние	T_{50}, °С	ΔT, °С
Вязкое: отпуск при 650° С (*HRC* 24)	—100	—
Охрупченное: отпуск при 650° С + 510° С 16 ч (*HRC* 24)	50	150

Таблица 7. Механические свойства в зависимости от сечения (закалка от 860° С в масле, отпуск при 200° С)

Диаметр заготовки, мм	Место вырезки образца	$\sigma_в$ кгс/мм²	$\sigma_{0,2}$ кгс/мм²	δ %	ψ %	a_1 кгс·м/см²	HRC
40	Центр	130	105	14	69	15	41
60	Центр	125	111	15	62	14	39
80	1/2	125	113	12	54	17	40
100	1/2	123	110	15	63	16	38
120	1/3	122	109	13	60	16	39

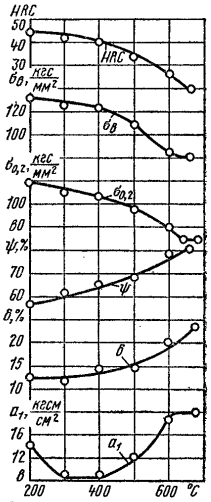


Рис. 4. Механические свойства в зависимости от температуры отпуска (закалка от 860° С, в масле)

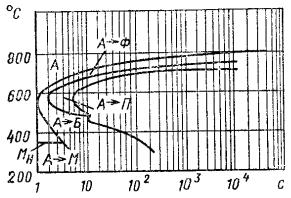
СТАЛЬ 45

Таблица 1. Гарантируемый состав, % (ГОСТ 1050—74)

C	Mn	Si	S	P
0,42—0,50	0,5—0,8	0,17—0,37	Не более 0,04	Не более 0,035

Таблица 2. Гарантируемые механические свойства (ГОСТ 1050—74)

$\sigma_в$ кгс/мм²	$\sigma_{0,2}$ кгс/мм²	δ %	ψ %	a_1 кгс·м/см²	
Не менее					Нормализация при 830—860° С, воздух
61,0	36,0	16	40	5	



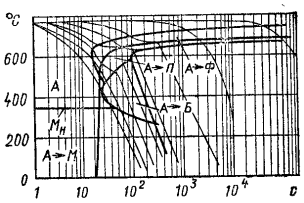


Рис. 1. Диаграммы превращения переохлажденного аустенита. Температура аустенитизации 880° С

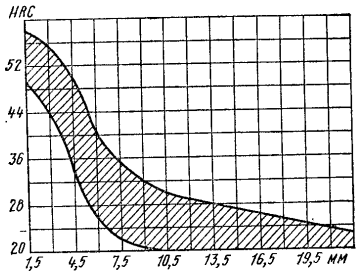


Рис. 2. Прокаливаемость. Торцовая проба

Таблица 3. Критические точки, °С

Ac_1	Ac_3	$M_н$
730	755	345

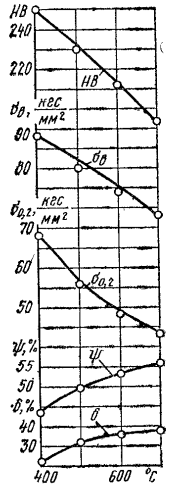


Рис. 3. Механические свойства в зависимости от температуры отпуска (закалка от 850° С в воде)

Таблица 4. Критические диаметры прокаливаемости, мм

% мартенсита	$H = \infty$	$H = 1{,}5$ (вода)	$H = 0{,}4$ (масло)
50	25	15	5
90	—	10	—

Таблица 5. Порог хладноломкости, °С

$T_в$	T_{50}	$T_н$
—	—	—

Таблица 6. Чувствительность к отпускной хрупкости

Состояние	T_{50}, °С	ΔT, °С
Вязкое	—	—
Охрупченное	—	—

40Х

Таблица 1. Гарантируемый состав, % (ГОСТ 4543—71)

C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P
					Не более	
0,36—0,44	0,50—0,80	0,17—0,37	0,80—1,10	Не более 0,30	0,035	0,035

Таблица 2. Гарантируемые механические свойства (ГОСТ 4543—71)

$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	
кгс/мм²		%		кгс·м/см²	Закалка от 850° С в масле, отпуск при 500° С
Не менее					
100	80	10	45	6	

Таблица 3. Критические точки, °С

Ac_1	Ac_3	$M_н$
775	825	340

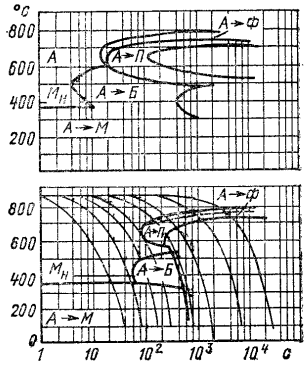


Рис. 1. Диаграммы превращения переохлажденного аустенита. Температура аустенитизации 850° С

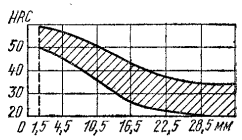


Рис. 2. Прокаливаемость. Торцовая проба

Таблица 4. Критические диаметры прокаливаемости, мм

% мартенсита	$H = \infty$	$H = 1{,}5$ (вода)	$H = 0{,}4$ (масло)
50	80	42	27
90	55	32	17

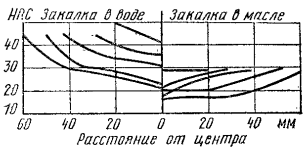


Рис. 3. Прокаливаемость. Твердость по сечению

Таблица 5. Порог хладноломкости, °С

$T_в$	T_{50}	$T_н$	
−40	−80	−120	Закалка + + отпуск при 600° С, $\sigma_в$ = = 80 кгс/мм²

Таблица 6. Чувствительность к отпускной хрупкости

Состояние	T_{50}, °С	ΔT, °С
Вязкое: отпуск при 650° С 2,5 ч	−85	—
Охрупченное: отпуск при 650° С 2,5 ч + + отпуск при 525° С 16 ч	−20	65

Таблица 7. Механические свойства в зависимости от сечения (закалка от 850° С в масле, отпуск при 500° С)

Диаметр заготовки, мм	Место вырезки образца	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	HRC
		кгс/мм²		%		кгс·м/см²	
40	Центр	98	78	15	60	10,5	28
60	Центр	91	71	16	58	9	28
80	1/2	96	73	16	59	9	28
100	1/2	90	70	17	58	9	26
120	1/3	90	63	17	59	8	25

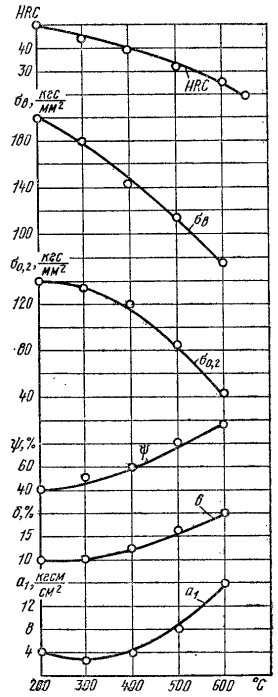


Рис. 4. Механические свойства в зависимости от температуры отпуска (закалка от 850° С в масле)

40ХН

Таблица 1. Гарантируемый состав, % (ГОСТ 4543—71)

C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P
					Не более	
0,36—0,44	0,50—0,80	0,17—0,37	0,45—0,75	1,0—1,4	0,035	0,035

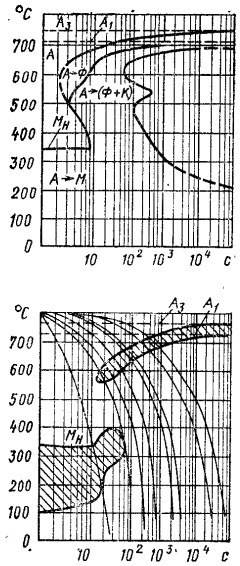


Рис. 1. Диаграммы превращения переохлажденного аустенита. Температура аустенитизации 820° С при изотермическом и 850° С при термокинетическом превращениях

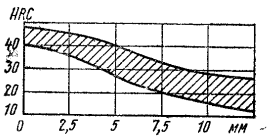


Рис. 2. Прокаливаемость. Торцовая проба

Таблица 2. Гарантируемые механические свойства (ГОСТ 4543—71)

$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	
кгс/мм²		%		кгс·м/см²	Закалка от 820° С, отпуск при 500° С
Не менее					
100	80	11	50	7	

Таблица 3. Критические точки, °С

Ac_1	Ac_3	$M_н$
710	760	340

Таблица 4. Критические диаметры прокаливаемости, мм

% мартенсита	$H = \infty$	$H = 1{,}5$ (вода)	$H = 0{,}4$ (масло)
50	—	50	35
90	—	35	20

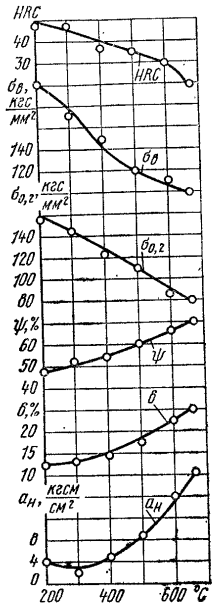


Рис. 3. Механические свойства в зависимости от температуры отпуска (закалка от 820° С в масле)

Таблица 5. Порог хладноломкости, °С

$T_в$	T_{50}	$T_н$	
—40	—100	—130	Закалка от 820° С, отпуск при 500° С

Таблица 6. Чувствительность к отпускной хрупкости

Состояние	T_{50}, °С	ΔT, °С
Вязкое: отпуск при 500° С	—100	—
Охрупченное: на HRC 21	—55	45

30ХМА

Таблица 1. Гарантируемый состав, % (ГОСТ 4543—71)

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
						Не более	
0,26—0,31	0,40—0,70	0,17—0,37	0,80—1,10	<0,3	0,15—0,25	0,025	0,025

Таблица 2. Гарантируемые механические свойства (ГОСТ 4543—71)

$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	
кгс/мм²		%		кгс·м/см²	Закалка от 880° С в масле, отпуск при 560° С
Не менее					
95	75	12	50	9	

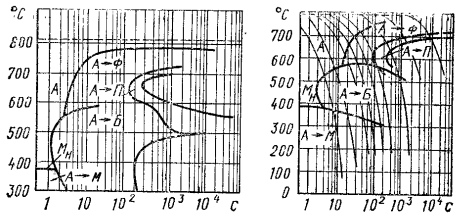


Рис. 1. Диаграммы превращения переохлажденного аустенита. Температура аустенитизации 820° С при изотермическом и 790° С при термокинетическом превращениях

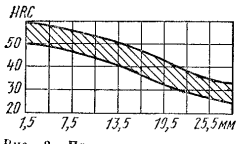


Рис. 2. Прокаливаемость. Торцовая проба



Рис. 3. Прокаливаемость. Твердость по сечению

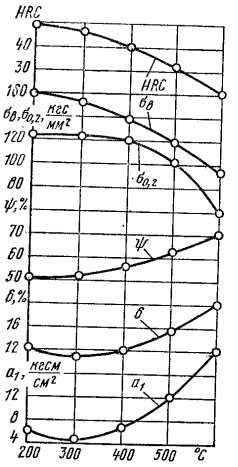


Рис. 4. Механические свойства в зависимости от температуры отпуска (закалка от 880° С в масле)

Таблица 3. Критические точки, °С

Ac_1	Ac_3	$M_н$
780	830	365

Таблица 4. Критические диаметры прокаливаемости, мм

% мартенсита	$H = \infty$	$H = 1{,}5$ (вода)	$H = 0{,}4$ (масло)
50	95	55	40
90	—	40	25

Таблица 5. Порог хладноломкости, °С

$T_в$	T_{50}	$T_и$	
20	—40	—100	Закалка от 880° С, отпуск при 560° С

Таблица 6. Чувствительность к отпускной хрупкости

Состояние	T_{50}, °С	ΔT, °С
Вязкое: отпуск при 560° С, 3 ч	—40	—
Охрупченное: отпуск при 560° С, 3 ч + отпуск при 510° С, 16 ч	—30	10

Таблица 7. Механические свойства в зависимости от сечения (закалка от 880° С в воде, отпуск при 500° С)

Диаметр заготовки, мм	Место вырезки образца	$\sigma_в$ кгс/мм²	$\sigma_{0,2}$ кгс/мм²	δ %	ψ %	a_1 кгс·м/см²	HRC
40	Центр	95	81	13	61	12	28
60	Центр	89	76	16	64	13	29
80	1/2	91	78	14	64	11	28
100	1/2	85	71	17	65	14	25
120	1/3	86	70	18	63	12	23

30ХГСА

Таблица 1. Гарантируемый состав, % (ГОСТ 4543—71)

C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P
					Не более	
0,24—0,54	0,80—1,10	0,90—1,20	0,80—1,10	≤0,3	0,025	0,025

Таблица 2. Гарантируемые механические свойства (ГОСТ 4543—71)

$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	
кгс/мм²		%		кгс·м/см²	Закалка от 870° С в масле, отпуск при 540° С
Не менее					
110	85	10	45	5	

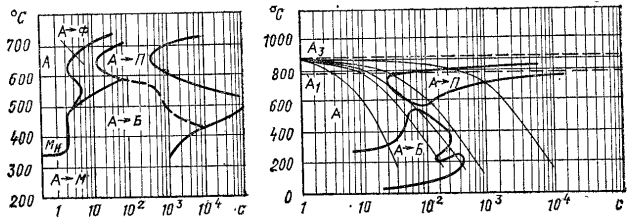


Рис. 1. Диаграммы превращения переохлажденного аустенита. Температура аустенитизации 890 °С при изотермическом и 840 °С при термокинетическом превращениях

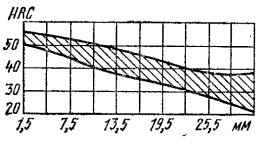


Рис. 2. Прокаливаемость. Торцовая проба

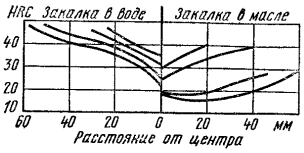


Рис. 3. Прокаливаемость. Твердость по сечению

Таблица 3. Критические точки, °С

Ac_1	Ac_3	$M_н$
775	845	340

Таблица 4. Критические диаметры прокаливаемости, мм

% мартенсита	$H = \infty$	$H = 1{,}5$ (вода)	$H = 0{,}4$ (масло)
50	110	60	40
90	—	50	33

Таблица 5. Порог хладноломкости, °С

$T_в$	T_{50}	$T_н$	
60	10	—20	Закалка + отпуск при 540° С, $\sigma_в \cong$ $\cong$ 110 кгс/мм², *HRC* 35

Таблица 6. Чувствительность к отпускной хрупкости

Состояние	T_{50}, °С	ΔT, °С
Вязкое: отпуск при 650° С 2,5 ч, масло (*HRC* 25)	—50	—
Охрупченное: отпуск при 650° С, 2,5 ч, масло + отпуск при 525° С, 16 ч, охлаждение в печью	+50	100

Таблица 7. Механические свойства в зависимости от сечения (закалка от 870° С в масле, отпуск при 540° С)

Диаметр заготовки, мм	Место вырезки образца	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	*HRC*
		кгс/мм²		%		кгс·м/см²	
40	Центр	105	90	16	51	7	22
60	Центр	98	82	17	52	8	23
80	1/2	100	75	18	50	8	26
100	1/2	95	70	16	52	7	27
120	1/3	99	77	15	47	4	27

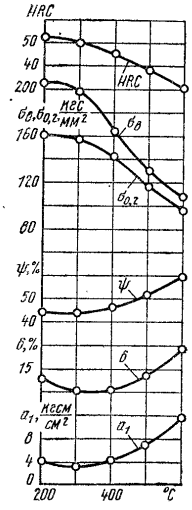


Рис. 4. Механические свойства в зависимости от температуры отпуска (закалка от 870° С в масле)

40ХН2МА

Таблица 1. Гарантируемый состав, % (ГОСТ 4543—71)

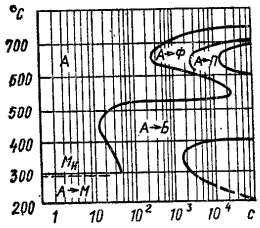
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
						Не более	
0,37—0,44	0,50—0,80	0,17—0,37	0,60—0,90	1,25—1,65	0,15—0,25	0,025	0,025

Таблица 2. Гарантируемые механические свойства (ГОСТ 4543—71)

$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	
кгс/мм²		%		кгс·м/см²	Закалка от 850° С в масле, отпуск при 620° С
Не менее					
110	95	10	45	8	

Таблица 8. Критические точки, °С

Ac_1	Ac_3	$M_н$
760	800	320



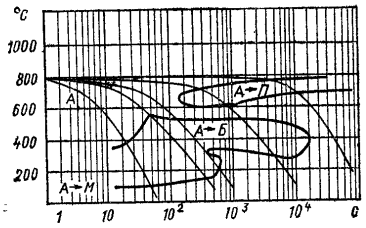


Рис. 1. Диаграммы превращения аустенита. Температура аустенитизации 810° С

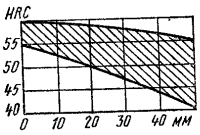


Рис. 2. Прокаливаемость. Торцовая проба

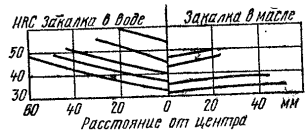


Рис. 3. Прокаливаемость. Твердость по сечению

Таблица 4. Критические диаметры прокаливаемости, мм

% мартенсита	$H = \infty$	$H = 1{,}5$ (вода)	$H = 0{,}4$ (масло)
50	150	100	90
90	—	80	65

Таблица 5. Порог хладноломкости, °С

$T_в$	T_{50}	$T_н$	
—30	80	—120	Закалка от 850° С в масле, отпуск при 620° С

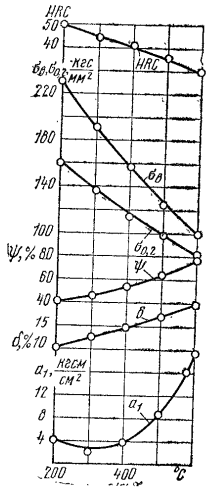


Рис. 4. Механические свойства в зависимости от температуры отпуска (закалка от 850° С в масле)

Таблица 6. Чувствительность к отпускной хрупкости

Состояние	T_{50}, °С	ΔT_1, °С
Вязкое: отпуск при 620° С	—80	—
Охрупченное: отпуск при 620° С, 3 ч + отпуск при 540° С, 16 ч	—70	10

Таблица 7. Механические свойства в зависимости от сечения (закалка в масле от 850° С, отпуск при 620° С)

Диаметр заготовки, мм	Место вырезки образца	$\sigma_в$ кгс/мм²	$\sigma_{0,2}$ кгс/мм²	δ %	ψ %	a_1 кгс·м/см²	HRC
40	Центр	105	90	14	57	12	31
60	Центр	100	85	16	60	13	30
80	1/2 R	90	75	17	61	13	27
100	1/2 R	87	68	19	61	13	24
120	1/3 R	85	64	20	62	13	23

42ХМФА

Таблица 1. Гарантируемый состав, % (ТУ 4М-172—70)

C	Mn	Si	Cr	V	Mo	S	P
						Не более	
0,40—0,45	0,5—0,8	0,7—0,37	0,8—1,0	0,08—0,18	0,2—0,3	0,03	0,025

Таблица 2. Гарантируемые механические свойства (ТУ 4М-172—70)

$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	a_1	
кгс/мм²		%		кгс·м/см²	Закалка от 860° С в масле, отпуск при 650° С 2 ч
95	80	10	50	9	

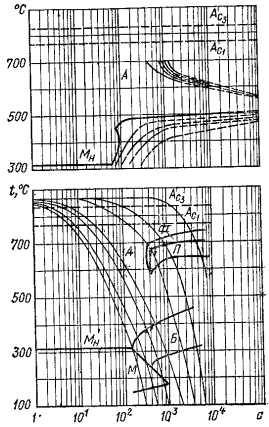


Рис. 1. Диаграммы превращения переохлажденного аустенита. Температура аустенитизации 850° С

Таблица 3. Критические точки, °С

Ac_1	Ac_3	$M_н$
760	830	310

Таблица 4. Порог хладноломкости, °С

$T_в$	T_{50}	$T_н$	
—	—100	—	Закалка от 860° С, отпуск при 650° С

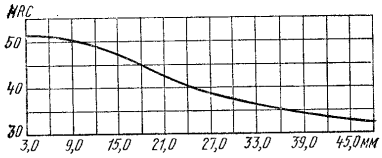


Рис. 2. Прокаливаемость. Торцовая проба

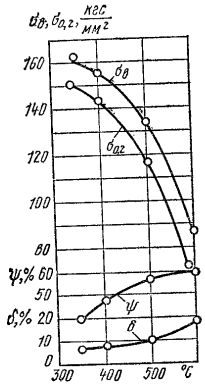


Рис. 3. Механические свойства в зависимости от температуры отпуска (закалка от 860° С в масле)

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

А

Автодеформация 214, 215, 218
Агрегаты:
непрерывного действия 487, 488
циклического действия 480
— — для газовой цементации и нитроцементации 483
— — — изотермического отжига 482
— — — изотермической закалки 486
Адсорбция 238
Азотирование 40
— в жидких средах 338
— — станкостроении 511
— газовое 327
— — в тлеющем разряде (ионное азотирование) 333
— — с добавлением углесодержащих газов 336
— режимы 330—332, 337, 339
— свойства азотированного слоя 340—343
— строение азотированного слоя 322, 323
— твердость азотированного слоя 326
Азотонауглероживание (высокотемпературное цианирование) 320
— режимы 321
Алитирование (алюминирование) 353—357
Алюмосилицирование 357
Атмосферы контролируемые:
инертные газы 123, 124
неравновесные 124, 125
равновесные 126, 127, 130
— классификация и состав 144
— науглероживающие 135
применение 164, 165, 527
Аустенит 28

Б

Бейнит 46
Борирование:
в порошках 344
газовое 345
жидкое 345
однофазное 350
электролизное 344
Бороалитирование 350
Боросилицирование 350
Борохромирование 350

В

Водород 619—621
Возврат после старения 69
Вязкость ударная надрезанного образца 11

Г

Газоанализаторы инфракрасные 435
Графит:
пластинчатый 31, 32
хлопьевидный 31, 32
шаровидный 31, 32
Гриффитса уравнение 13

Д

Датчики 424
— для измерения давления и расхода жидкостей и газов 429
— — — температуры 425
— — — точки росы 428
— — — углеродного потенциала контролируемых атмосфер 427
— характеристики 428, 429
Деструкция 6
Деформация:
горячая подшипниковых сталей 734
макропластическая 5
микропластическая 7, 12
пластическая 5
упругая 5
Диаграмма растяжения 5
— состояния:
Fe—C 29
Fe—Mn 34
Fe—Si 34
Fe—Ni 37
Fe—Cr 37
Fe—Mo 37
Диффузионный слой:
строение 292, 293
толщина 298, 299
Диффузия 277
— в железе 285
— влияние структурных несовершеств 289
— гетеродиффузия 277
— основные законы 279
— реактивная 278
— самодиффузия 277
— эффективный коэффициент 292
Документация типового технологического процесса термической обработки 113—117

З

Закалка 39, 40
— автомобильных деталей:
изотермическая 549
индукционная 556
ТВЧ 555
— деталей подшипников 594—597
— — штампового инструмента 720, 727
— инструмента 744—747
— объемная в станкостроении 501
— объемно-поверхностная 267, 272
— от субкритических температур 69
— поверхностная 244, 255, 264
— — деталей металлорежущих станков 507, 508
— пружин 694
— светлая мелких деталей в сельскохозяйственном машиностроении 566, 567, 572
— с нагревом ТВЧ деталей ходовой части тракторов 583, 585
— с нагревом ТВЧ режущих деталей сельскохозяйственных машин 584, 585
Закалочные среды 179
— — вода и водные растворы 180
— — водовоздушные смеси 184
— — воздух 184
— — масла 182
— — расплавленные металлы и сплавы 184
— — расплавы солей и щелочей 182
— — синтетические 186

И

Излом:
вязкий 8
хрупкий 8
Индукционный нагрев 244
— — выбор частоты тока 246
— — — мощности преобразователя частоты 253
— — поверхностный эффект 245

К

Карбиды 57, 371, 372
Карбохромирование 362
Кодирование деталей 109—112
Конструкторско-технологический код 109—112
Конструкционно-технологический фактор 78
Коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} 14—16

Л

Ледебурит 30

М

Мартенсит 40, 46
Масштабный фактор 6
Машины моечно-сушильные 490
Методика проектирования технологических процессов термической обработки 107, 108

Механические свойства:
заготовок 646
— валов и роторов 647
сталей:
горячекатаных 696
для деталей прессов 657
— штампов 722—728
коррозионно-стойких 655
литейных 654
пружинных 699, 701
углеродистых и низколегированных 626
элементов сварных роторов 643
— траверс 660
Модуль нормальной упругости 5

Н

Нагрев индукционный — см. индукционный нагрев
Нитроцементация 314
— автомобильных деталей 542, 547
— в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении:
мелких деталей 563
шестерен 576
— методы оценки качества нитроцементованных изделий 318
Нормализация типовых автомобильных деталей 542, 547

О

Отжиг 39, 40
— без фазовых превращений 68
— безокислительный мелких деталей 567
— деталей из электротехнических сталей 708
— дорекристаллизационный упрочняющий 68
— — смягчающий 68
— изотермический автомобильных деталей 533
— — стальных поковок 633—635
— на основе фазовых превращений 68
— поковок из подшипниковых сталей 592
— полный гомогенизирующий 68
— промежуточный 68
— пружинных сплавов 704
— штамповых сталей 719, 726
Относительное сужение 6
— удлинение 6
Отпуск 39, 40
— высокий 600
— — упрочняющий 69
— деталей штампового инструмента 720, 727
— инструмента 756
— — оборудование 754
— пружин 694
Отпускная хрупкость:
необратимая (I рода)
обратимая (II рода)

П

Перлит 30
Печи:
вакуумные 469
камерные универсальные 461, 462
классификация, индексация 454
основные параметры 451
шахтные, ретортные и карусельные 476, 479, 480
Пирометры:
оптические 439
радиационные 438
фотоэлектрические 439
цветовые 440
Порог хладноломкости 12, 13
Потенциометры 433
Предел выносливости 17
— пропорциональности 5
— прочности (временное сопротивление) 6
— текучести 5
— упругости 5
Преобразователи датчиков 429
Приборы для измерения кислородного потенциала 435
— определения влажности газа 435
Прочность теоретическая 9

Р

Работа зарождения трещины 11
— распространения трещины 11
Разрушение:
макровязкое 7
макрохрупкое 7
микровязкое 8, 10
микрохрупкое 8, 10
усталостное 17
Расчет нагрева загрузки 88—91, 94—101

С

Сварные роторы турбин 641
— соединения:
остаточные напряжения 408
фазовые и структурные превращения 409, 410
Себестоимость технологического процесса термической обработки 118, 119
Силицирование 364—366
Сталь инструментальная:
виды упрочнения 369, 370
закаливаемость и прокаливаемость 377
интерметаллидные фазы 371
способ повышения технологических свойств при термической обработке 386
— коррозионно-стойкая, виды термической обработки 668
Старение 40
— без предварительной закалки 70
— динамическое 698
— смягчающее (перестаривание) 70
— стабилизирующее 70
Сульфидный эффект 24

Т

Температурное поле 610
Термическая обработка:
деталей металлорежущих станков 518—520
— приводов 692
— чугунных 521, 522
инструмента 376, 382
предварительная, режимы 20, 196, 198
сварных соединений высоколегированных сталей 418—420
— — среднелегированных сталей 415, 418
— — углеродистых и низколегированных сталей 412, 415—418
сплавов для постоянных магнитов 715
стабилизирующая (в станкостроении) 516
Термомеханическая обработки (ТМО) 391
— — высокотемпературная (ВТМО) 391
— — — поверхностных слоев (ВТМПО) 393
— — предварительная поверхностная (ПТМПО) 400
Термоэлектрохимическая обработка 705

У

Улучшение автомобильных деталей 534
Упрочнение деталей металлорежущих станков 495
— коленчатых валов 580
— поверхностное штампов 721
— сталей 369, 391
Усталостное разрушение 17
Установки маслоохладительные 492

Х

Химико-термическая обработка 275—277
Хромирование 358
Хромоалитирование (хромоалюминирование) 363
Хромосилицирование 362

Ц

Цементация 40
— автомобильных деталей 542
— газовая (в станкостроении) 510
— деталей подшипников 599, 603
— методы оценки качества цемеитованных изделий 318
— основные требования к изделиям 304
— стали 300
— технология 306
— шестерен в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении 576
Цинкование 363

Ч

Чугун (структура) 31, 32

Ф

Феррит 28
Флокены 619—621

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие 3

Глава 1. **Конструктивная прочность** (А. П. Гуляев) 5
1. Прочностные свойства . . . 5
2. Разрушение 7
3. Ударная вязкость 10
4. Критерии линейной механики разрушения 13
5. Долговечность 17
6. Влияние термической обработки и структуры на прочность, надежность и долговечность 18
Список литературы 26

Глава 2. **Фазовые и структурные превращения в стали и сплавах при термической обработке** (А. П. Гуляев) 28
1. Термодинамика фазовых превращений 28
2. Диаграмма состояния железо — углерод 28
3. Диаграммы состояния железо — примесь, железо — легирующий элемент . . . 33
4. Кинетика фазовых превращений [1] 37
5. Классификация видов термической обработки [1] . . . 38
6. Виды термической обработки стали 40
7. Структурные превращения в стали 40
8. Превращения в стали при нагреве 41
9. Превращения аустенита при охлаждении 44
10. Превращения при отпуске закаленной стали 55
11. Влияние легирующих элементов на структуру и превращения в стали 56
12. Термическая обработка сплавов железа, не испытывающих полиморфных превращений 60
Список литературы 62

Глава 3. **Общие принципы технологических процессов термической обработки.** (В. Г. Воробьев) . . 63
1. Общие положения 63
2. Классификация процессов и способов выполнения операций термической обработки 64
3. Место и роль термической обработки в производственном процессе 76
Список литературы 79
Приложение 79

Глава 4. **Основы технологии процессов нагрева при термической обработке стали** (М. В. Гутман, А. В. Арендарчук) . 81
1. Режимы нагрева. Методы тепловых расчетов 81
2. Виды печных загрузок. Выбор расчетной модели нагрева 82
3. Нагрев тонких загрузок . . 86
4. Нагрев массивных загрузок 93
5. Точность нагрева 103
Список литературы 104

Глава 5. **Проектирование технологических процессов термической обработки** (В. П. Калинин) 105
1. Проектирование процессов термической обработки — часть технологической подготовки производства 105
2. Типизация технологических процессов 108
3. Экономическое обоснование выбора технологического процесса термической обработки 118
Список литературы 122

Глава 6. **Контролируемые атмосферы** (А. А. Шмыков) 123
1. Характеристика контролируемых атмосфер 123
2. Характеристика различных типов равновесных контролируемых атмосфер 143
3. Способы и устаиовки для получения контролируемых атмосфер 151
4. Требования технологических процессов и рекомендаций применения контролируемых атмосфер 162
5. Требования к конструкциям печей и их эксплуатации с применением контролируемых атмосфер 166
6. Безопасность при работе с контролируемыми атмосферами 166
Список литературы 168

Глава 7. **Охлаждающие среды для закалки** (М. Е. Блантер) . . . 169
1. Количественные характеристики процессов охлаждения 169
2. Скорость охлаждения и прокаливаемость тел простой формы 171
3. Скорость охлаждения тел сложной формы 177
4. Охлаждащие среды 179
Список литературы 187

Глава 8. **Технология предварительной термической обработки** (В. Д. Кальнер) . . . 188
1. Классификация предварительной термической обработки 188
2. Технологические задачи предварительной обработки и пути их реализации в производстве 189
3. Предварительная термическая обработка для улучшения обрабатываемостн сплавов . 189
4. Предварительиая термическая обработка для повышения точности размеров готовых деталей 201
5. Предварнтельная термическая обработка для повышения свойств готовых деталей . . 205
6. Упрочнение металлов за счет формирования субструктуры при предварительной термической обработке 208
7. Предварительиая термическая обработка, основанная на использовании частиц избыточных фаз 208
Список литературы 212

Глава 9. **Деформация стали при термической обработке и методы ее предупреждения** (В. Г. Воробьев) . . 214
1. Классификация самопроизвольных геометрических изменений (автодеформации) деталей 214
2. Причины автодеформации при термической обработке . . . 215
3. Изменение удельного объема стали при закалке и отпуске 216
4. Анизотропия автодеформации 218
5. Влияние формы и размеров изделий 219
6. Теоретические основы методов фиксирования формы обрабатываемых изделий . . 225
7. Закономерности кинетической пластичности стали при термической обработке под напряжением 228
8. Правка деформированных изделий 235
9. Автодеформация под действием остаточных напряжений 237
Список литературы 240

Глава 10. **Технология термической обработки стали при индукционном нагреве** (К. З. Шепеляковский) 242
1. Физические основы и особенности индукционного нагрева 244
2. Технология поверхностной закалки стали при индукционном нагреве 255
Список литературы 273

Глава 11. **Основы технологии химико-термической обработки стали** (Ю. М. Лахтин, И. С. Козловский) . 275
1. Введение в химико-термическую обработку стали . . 275
2. Цементация, нитроцементация и цианирование 300
3. Азотирование 322
4. Борирование 344
5. Диффузионное насыщение стали металлами и неметаллами 350
6. Силицирование 364
Список литературы 366

Глава 12. **Термическая обработка ииструментальных сталей** (В. А. Брострем) . . 369
1. Структурные особенности, карбидные и интерметаллидные фазы инструментальных сталей в исходном (отожженном) состоянии 369
2. Предварительная термическая обработка инструментальных сталей 375
3. Закалка инструмента. Требования к структуре закаленной стали 376
4. Отпуск инструмеита. Влияние отпуска на структуру и свойства инструментальных сталей 382
5. Технологические особенности в поведении инструментальных сталей при окончательной термической обработке 385
6. Основы и назначение заключительной обработки (химико-термической обработки, отпуска после шлифования) инструментальных сталей . . 387
7. Дефекты термической обработки инструментальных сталей 388
Список литературы 390

Глава 13. **Технология термомеханической обработки в машиностроении** (М. Л. Бернштейн, В. И. Попвар) 391
1. Механизм упрочнения стали при термомеханической обработке 391

2. Применение в машиностроении термомеханически упрочненного проката . . . 392
3. Термомеханическое упрочнение поверхности деталей в машиностроении 393
Список литературы 404

Глава 14. **Основы технологии термической обработки сварных соединений** (Л. С. Лившиц) 406
1. Термодеформационный цикл при сварке и его влияние на остаточные напряжения и структурные превращения в зоне сварного соединения 406
2. Термическая обработка сварных соединений 412
3. Способы нагрева при термической обработке сварных соединений 422
Список литературы 423

Глава 15. **Автоматизация процессов термической обработки** (Г. С. Ионычев) . . . 424
1. Основные виды автоматизации технологических процессов термической обработки 424
2. Первичные приборы систем автоматического контроля и регулирования 424
3. Вторичные приборы систем автоматического контроля и регулирования 431
4. Приборы и установки для измерения углеродного потенциала контролируемых атмосфер 435
5. Регулирующие устройства 435
6. Исполнительные механизмы 437
7. Пирометры излучения . . . 438
8. Системы автоматического регулирования 441
9. Самонастраивающиеся и многоконтурные системы и комплексы автоматического регулирования . . . 445
10. Промышленные роботы . . 446
11. Реле времени 446
Список литературы 447

Глава 16. **Современное печное и агрегатное термическое оборудование** (Р. П. Шубин) 448
1. Основные технологические требования к термическому оборудованию 448
2. Универсальное термическое оборудование 461
3. Агрегатное термическое оборудование 480
4. Установки, обеспечивающие работу автоматизированного термического оборудования 490
Список литературы 493

Глава 17. **Технология термической обработки в станкостроении** (А. Я. Новикова, Е. Э. Рубина) 494
1. Объемная закалка 501
2. Поверхностная закалка с индукционным нагревом 507
3. Химико-термическая обработка 510
4. Стабилизирующая термическая обработка 516
Список литературы 522

Глава 18. **Технология термической обработки в автомобилестроении** (В. Д. Кальнер) 524
1. Контролируемые атмосферы 526
2. Закалочные среды 528
3. Обработка стальных заготовок 529
4. Обработка деталей редукторов ведущих мостов, коробок перемены передач и мелких деталей шасси в условиях высокомеханизированного и автоматизированного производства 537
5. Обработка нормалей и крепежа 545
6. Термическая обработка упругих элементов автомобиля 550
7. Термическая обработка в потоке механосборочного производства 553
Список литературы 562

Глава 19. **Технология термической обработки деталей в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении** (С. С. Исхаков) 563
1. Термическая обработка мелких деталей 563
2. Термическая обработка плоских деталей и колец . . . 569
3. Химико-термическая обработка шестерен 574
4. Термическая обработка коленчатых валов 579
5. Термическая обработка деталей ходовой части тракторов 582
6. Термическая обработка деталей почвообрабатывающих машин 585
Список литературы 585

Глава 20. **Технология термической обработки в подшипниковой промышленности** (И. И. Трусова) . . 587
1. Подшипниковые стали и способы получения заготовок деталей подшипников 587
2. Термическая обработка поковок деталей подшипника 592
3. Термическая обработка деталей подшипников из сталей ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ 593
4. Химико-термическая и термическая обработка деталей подшипников из цементуемых сталей 20Х2Н4А, 18ХГТ, 15Г 599
5. Термическая обработка деталей подшипников из коррозионно-стойких сталей . . 604
6. Термическая обработка деталей подшипников из теплостойких сталей 605
Список литературы 606

Глава 21. **Основы технологии термической обработки крупных поковок** (Ю. А. Башнин) 607
1. Особенности производства и обработки крупных поковок 607
2. Температурное поле и поле напряжений крупных поковок в процессе термической обработки 610
3. Водород в крупных поковках 619
Список литературы 624

Глава 22. **Технология термической обработки деталей в тяжелом машиностроении** (А. А. Астафьев, И. А. Борисов, А. А. Юргенсон) . . 625
1. Термическая обработка поковок общего назначения . . 625
2. Термическая обработка крупных деталей энергоагрегатов 637
3. Термическая обработка деталей кузнечно-прессового оборудования 656
Список литературы 662

Глава 23. **Технология термической обработки в химическом машиностроении** (М. Б. Шапиро) . . 663
1. Общие положения 664
2. Термическая обработка аппаратов и их элементов из углеродистой и низколегированной сталей 665
3. Термическая обработка аппаратов и их элементов из коррозионно-стойких сталей 666
Список литературы 679

Глава 24. **Технология термической обработки в приборостроении** (А. Г. Рахштадт, Л. Ш. Казарновский, А. В. Супов, О. М. Ховова) . . . 680
1. Технология термической обработки деталей конструкций приборов 680
2. Технология термической обработки упругих элементов приборов 692
3. Технология термической обработки деталей из магнитных материалов 706
Список литературы 717

Глава 25. **Технология термической обработки штампов** (Л. С. Кремнев, Т. Г. Сагадеева) 718
1. Стали для штампов горячего деформирования 718
2. Стали для штампов холодного деформирования . . . 725
3. Технология термической обработки крупных штампов 730
4. Технология термической обработки сменных штампов 733
5. Дефекты обработки штампов 737
Список литературы 737

Глава 26. **Технология термической обработки режущего инструмента** (Е. А. Смольников) 737
1. Стали, применяемые для режущего инструмента . . . 738
2. Предварительная термическая обработка заготовок режущего инструмента 739
3. Закалка инструмента 744
4. Отпуск инструмента 755
5. Способы очистки инструмента при термической обработке 757
6. Правка инструмента при термической обработке . . . 759
7. Дополнительная термическая обработка готового инструмента 759
Список литературы 760

Приложение. Конструкционные стали (А. М. Ким-Хейкина) . . 760

Предметный указатель 776

ИБ № 1792

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА В МАШИНОСТРОЕНИИ

Редактор *Н. Г. Сальникова*
Художественный редактор *Ю. Г. Ворончихин*
Технические редакторы *Н. В. Тимофеенко* и *Л. П. Гордеева*
Корректоры *В. А. Воробьева* и *А. А. Снастина*
Переплет художника *А. Я. Михайлова*

Сдано в набор 25.02.80. Подписано в печать 26.09.80. Т-13373. Формат 60×90¹/₁₆.
Бумага типографская № 2. Гарнитура литературная. Печать высокая.
Усл. печ. л. 49,0. Уч.-изд. л. 72,45. Тираж 40 000 экз. Заказ 132. Цена 4 р.

Издательство «Машиностроение», 107076, Москва, Б-76,
Стромынский пер., 4

Ленинградская типография № 6 ордена Трудового Красного Знамени
Ленинградского объединения «Техническая книга» им. Евгении Соколовой
Союзполиграфпрома при Государственном комитете СССР
по делам издательств, полиграфии и книжной торговли.
193144, г. Ленинград, ул. Моисеенко, 10.