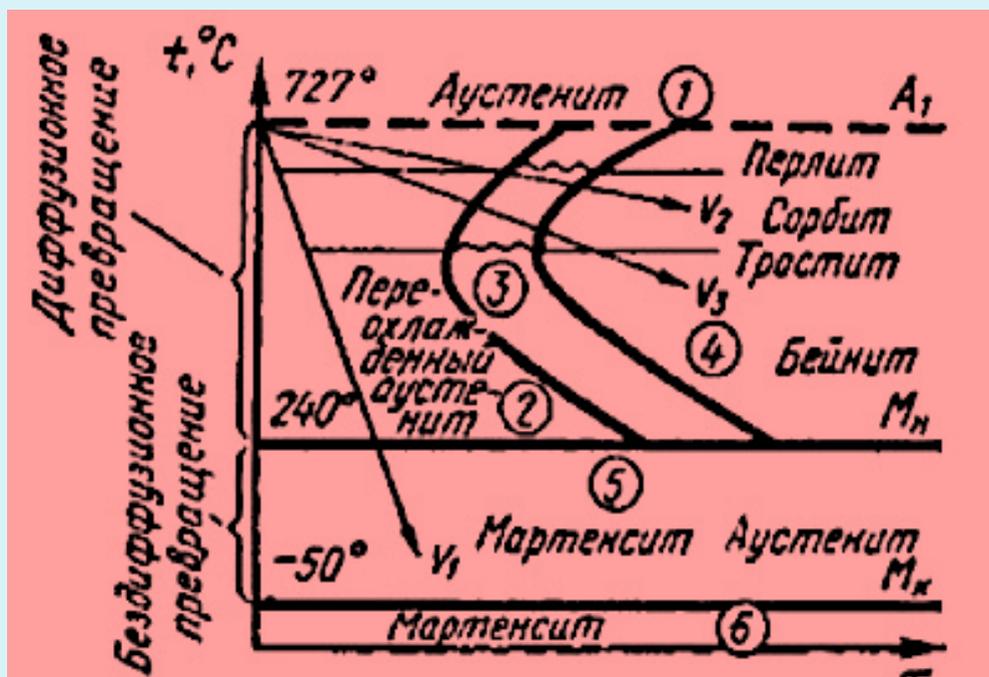


В.А. БЕЛЕВИТИН



ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ



**МИНИСТЕРСТВО ПРОСВЕЩЕНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Южно-Уральский государственный гуманитарно-
педагогический университет»

В.А. БЕЛЕВИТИН

**ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Учебное пособие

**Челябинск
2022**

УДК 378.14(07)

ББК 4481.268.я7; 4484.711

Б 43

Белевитин, В.А. Термическая обработка конструкционных материалов: учебное пособие / В.А. Белевитин. – Челябинск: Изд-во Южно-Урал. гос. гуман.-пед. ун-та, 2022. – 177 с. – Текст: непосредственный.

ISBN 978-5-907611-47-4

В учебном пособии изложены основы термической обработки конструкционных материалов. Приведены базовые особенности и закономерности превращений структурно-фазового строения металлических углеродистых сплавов, формирования их наиболее значимых технико-технологических эксплуатационных свойств, в том числе с использованием инновационных подходов химико-термического и термомеханического повышения параметров износостойкости, коррозионной стойкости и ударной вязкости изделий из металлических конструкционных материалов. Учебный материал проиллюстрирован оригинальными рисунками и графиками. Пособие включает общие и специфические сведения, недостаточно полно освещённые в учебной и учебно-методической литературе.

Рекомендуется студентам, обучающимся по программе бакалавриата и специалитета профиля «Транспорт».

Рецензенты: М.С. Дмитриев, д-р техн. наук, доцент

К.Н. Семендяев, канд. техн. наук

ISBN 978-5-907611-47-4

© В.А. Белевитин, 2022

© Издательство Южно-Уральского государственного гуманитарно-педагогического университета, 2022

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
Глава 1. ОСНОВЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	8
1.1. Основные положения термической обработки	8
1.2. Основные виды термообработки стали	13
1.3. Способы термической обработки конструкционных материалов	21
Глава 2. СОБСТВЕННО ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	46
2.1. Отжиг металлов и сплавов	47
2.1.1. Отжиг 1-го рода	48
2.1.1.1. Рекристаллизационный отжиг	48
2.1.1.2. Низкий отжиг	51
2.1.2. Отжиг 2-го рода	53
2.1.2.1. Диффузионный отжиг	53
2.1.2.2. Полный отжиг	56
2.1.2.3. Неполный отжиг	56
2.1.2.4. Изотермический отжиг	59
2.2. Закалка металлов и сплавов	62
2.2.1. Закалка без полиморфного фазового превращения	67
2.2.2. Закалка с полиморфным фазовым превращением	71
2.2.3. Поверхностная закалка деталей	77
2.2.4. Объёмная закалка металлов и сплавов	83
2.3. Отпуск подвергнутых закалке металлов и сплавов	92

2.3.1. Старение после закалки без полиморфного превращения	94
2.3.2. Отпуск после закалки с полиморфными превращениями	95
Глава 3. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	104
3.1. ХТО с насыщением неметаллами	107
3.1.1. Цементация стальных изделий	107
3.1.2. Азотирование	115
3.1.3. Нитроцементация	121
3.1.4. Борирование	128
3.2. ХТО с насыщением металлами – диффузная металлизация	135
3.3. ХТО многокомпонентная	142
Глава 4. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	151
4.1. Термомеханическая обработка конструкционных сталей	151
4.2. Термомеханическая обработка дисперсионно- твердеющих конструкционных материалов	161
4.3. Термомеханическая обработка наплавкой и формирование покрытий планкированием	163
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	171

ВВЕДЕНИЕ

Термическая обработка металлов и сплавов – основа всей металлообрабатывающей промышленности. Именно эта отрасль позволяет создавать различные сплавы с уникальной структурой и физическими свойствами. Под термином термической обработки металлов понимают процесс изменения структуры стали и металлических сплавов за счет воздействия на них температуры.

Главная задача термической обработки изделий из металлов и сплавов – придать им требуемое эксплуатационное качество или совокупность таких свойств, как твёрдость, прочность, упругость, пластичность, выносливость. В частности, повышение усталостной прочности позволяет стальным изделиям более эффективно сопротивляться знакопеременным и ударным нагрузкам.

Другое назначение термической обработки – это восстановление изначальных свойств изделий из металлов и сплавов, которое достигается их отжигом.

Термическая обработка кардинально изменяет эксплуатационные свойства металлов и сплавов изделий преимущественно за счёт полигонизации их кристаллических решеток. С помощью оптимизации чередования циклов нагрева и режимов охлаждения изделий можно не только значительно увеличивать твёрдость, прочность, упругость, пластичность, выносливость и ударную вязкость металлов и сплавов. Помимо этого, термическая обработка даёт возможность производить структурные изменения только в поверхностном слое изделий на заданную глубину или

воздействовать только на часть изделия, что особенно значимо, в частности, при производстве шестерён, когда поверхностный слой их зубьев должен иметь повышенный уровень твёрдости, а внутренний – обладать свойствами вязкости и упругости. Стали для изготовления пружин и рессорных пластин после термической обработки становятся не только упругими, но и прочными на изгиб.

Сочетание термообработки заготовок изделий с горячей обработкой давлением в процессе высоко- и низко-термомеханической обработки (ВТМО и НТМО соответственно) приводит к значительному увеличению твёрдости металла, превышающему результаты, получаемые в результате отдельной их нагартовки или закалки. Для повышения износостойкости изделий из легированных сталей используется холодная термическая обработка с погружением заготовки в криогенную среду с охлаждением ниже минус 150 °С. Кроме того, термическими способами производят упрочнение поверхностных слоев стальных изделий, насыщая их в процессе химико-термической обработки (ХТО) при высокой температуре углеродом, азотом или другими соединениями, а также укрепляя закалкой нагартовку после горячей обработки давлением. При ХТО поверхностный слой металла диффузионным способом насыщается химическими элементами, значительно повышающими его износостойкость и твердость. При этом основная часть изделия сохраняет вязкость и пластичность.

Термическая обработка металлов и её разновидности ХТО, ВТМО и НТМО обладают широким ресурсом потенциальных возможностей для достижения у изделий необхо-

димых эксплуатационных свойств. Развитие отечественной современной теории и технологии термической обработки неразрывно связано с именами таких учёных, как А.М. Бочвар и А.А. Бочвар, М.Л. Бернштейн, А.А. Баранов, И.Н. Богачев, Ю.А. Геллер, С.С. Горелик, А.П. Гуляев, В.С. Золоторевский, И.Н. Кидин, Ю.М. Лахтин, Н.А. Минкевич и А.Н. Минкевич, И.И. Новиков, Г.И. Погодин-Алексеев, К.М. Погодина-Алексеева, А.Г. Рахштадт, В.Д. Садовский, С.С. Штейнберг и другие.

Теория термической обработки позволяет не только научно обоснованно разрабатывать технологические процессы, но и получать сплавы с заданными свойствами. Различные виды термообработки адаптированы под достижение конкретных результатов. Термообработка является одним из ключевых технологических процессов для всех сплавов железа с углеродом. Например, получить ковкий чугун можно только путем термической обработки белого чугуна.

Термической обработке можно подвергать преобладающее большинство марок чёрных и цветных металлов и сплавов.

Шестерни, валы, подшипники и другие важные компоненты машиностроительных узлов значительно выигрывают от таких процессов термообработки, когда увеличивается их износостойкость и общий срок службы. В частности, повышение усталостной прочности позволяет стальным изделиям более эффективно сопротивляться знакопеременным и ударным нагрузкам.

Глава 1. ОСНОВЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

1.1. Основные положения термической обработки

Под термической обработкой понимают технологические процессы, при которых путём теплового воздействия целенаправленно изменяют структуру и свойства металлов и сплавов в заданном направлении [1–4].

Процессы термической обработки металлов и сплавов, большая часть которых относится к конструкционным материалам, связаны с аллотропными превращениями (полиморфизмом), а также с изменением химического состава материала изделия [1].

Термическая обработка конструкционных материалов является составной частью большинства технологических процессов изготовления деталей машин и полуфабрикатов для их изготовления, т.к. позволяет в широких пределах изменять механические, физико-химические и технологические свойства металлов и сплавов (табл. 1.1). Термическая обработка выступает как промежуточная операция, которая осуществляет подготовку структуры деталей машин и полуфабрикатов для их изготовления (улучшает технологические свойства для последующих операций – обработки давлением, резанием), и как окончательная операция, при которой формируются требуемые структура и эксплуатационные свойства.

Любой вид термической обработки состоит из нагрева до оптимальной температуры, регламентированной выдержки при этой температуре и охлаждения по определенному режиму (рис. 1.1). Режим ТО может быть весьма

сложным и включать несколько циклов нагрева и охлаждения, ступенчатый нагрев и охлаждение и т.д.

Таблица 1.1

Эффективность термической обработки

Сплавы	Предел прочности σ_B , МПа	
	до ТО	после ТО
Углеродистые стали	350–600	700–1200
Легированные конструкционные стали	500–700	1000–2200
Высокопрочный чугун	300–400	600–1000
Алюминиевые сплавы	150–240	300–600
Титановые сплавы	600–800	1200–1400

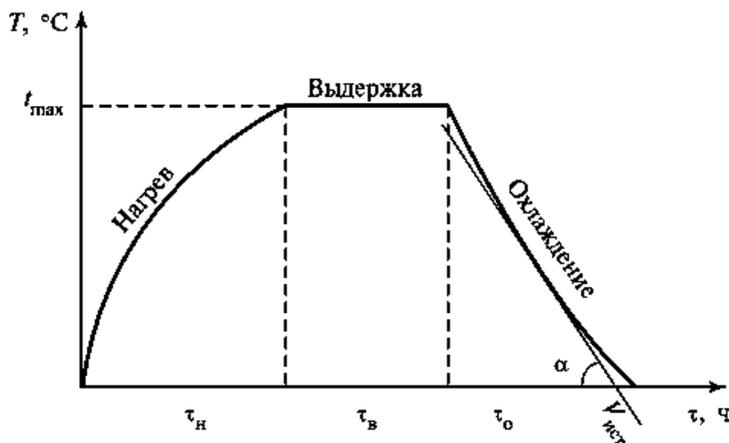


Рис. 1.1 – График термической обработки [5]

Параметры процесса термической обработки – максимальная температура нагрева (t_{max}) сплава; время его выдержки (T_B) при температуре нагрева; скорость нагрева (V_H) и охлаждения (V_O). Обычно подсчитывают среднюю скорость нагрева или охлаждения. Она равна максималь-

ной температуре нагрева, поделённой на время нагрева или охлаждения, т.е. $Vn.cр = t_{max}/Tn$ и $Vo.cр = t_{max}/To$ [5].

В основе теории термической обработки лежат протекающие при нагреве и охлаждении металлов и сплавов фазовые и структурные превращения, связанные с аллотропными превращениями (полиморфизмом – рис. 1.2), а также с изменением химического состава материала изделия или полуфабриката [1, 5].

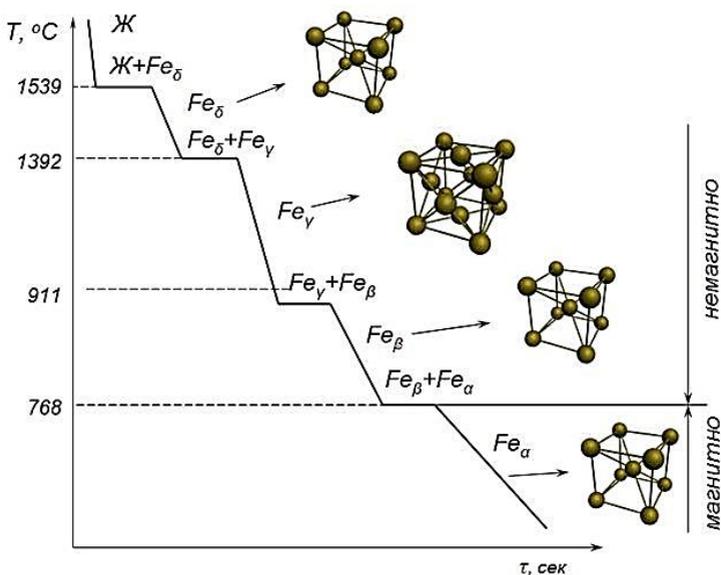


Рис. 1.2 – Диаграмма аллотропных превращений в подвергаемой ТО стали

Аллотропные превращения в стали характеризуются определенными критическими точками (рис. 1.3) [5]. Открытие Д.К. Черновым в 1886 г. критических точек стали послужило фундаментом для создания науки о металлах и построения диаграммы железоуглеродистых сплавов. Кри-

тические точки обозначают буквой А. В зависимости от нагрева или охлаждения определяется критическая точка. К букве А добавляется индекс «с» при нагреве (от фр. слова нагрев – *chauffage*) и индекс «r» (от фр. слова охлаждение – *refroidissement*) при охлаждении с оставлением цифры, характеризующей данное превращение: Ac_1 , Ac_2 и Ac_3 и Ar_1 , Ar_2 и Ar_3 соответственно.

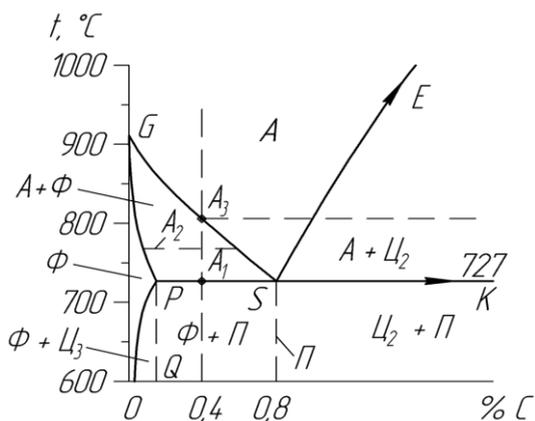


Рис. 1.3 – Критические точки сталей

Сечение до точки S на рис. 1.3 соответствует доэвтектоидной стали ($C < 0,8 \%$), а после точки S – заэвтектоидной стали ($C > 0,8 \%$). Там, где сечение пересекает линии диаграммы и будут критические точки. При нагревании первая критическая точка Ac_0 , которая имеет температуру $210 ^\circ C$, характеризует магнитное превращение цементита Fe_3C (цементит теряет магнитные свойства). Линии PSK с величиной температуры $727 ^\circ C$ соответствует критическая точка Ac_1 – превращение перлита в аустенит (начало перекристаллизации). Линии с величиной температуры $768 ^\circ C$ соответствует критическая точка Ac_2 – превращение α -Fe

(альфа-железа) в немагнитное δ -Fe (бета-железо), сталь становится немагнитной. Линии GS соответствует критическая точка Ac_3 , при которой сталь переходит в однофазное аустенитное состояние (конец перекристаллизации). Температура критической точки Ac_3 , в отличие от постоянных температур критических точек Ac_0 , Ac_1 и Ac_2 , зависит от содержания углерода в стали, поскольку линия диаграммы GS является наклонной.

При охлаждении номера критических точек не меняются. В точке Ar_3 (линия GS) начнется перекристаллизация стали, в точке Ar_2 ($768\text{ }^\circ\text{C}$) δ -Fe переходит в магнитное α -Fe, в точке Ar_1 ($727\text{ }^\circ\text{C}$) аустенит переходит в перлит и заканчивается перекристаллизация стали, а в точке Ar_0 цементит становится магнитным. В итоге доэвтектоидные стали имеют критические точки A_0 , A_1 , A_2 и A_3 .

В процессе нагрева заэвтектоидных сталей $C > 0,8\%$ (сечение после точки S на рис. 1.3) в критической точке Ac_0 при температуре $210\text{ }^\circ\text{C}$ цементит Fe_3C теряет магнитные свойства. В критической точке Ac_1 , которая имеет температуру $727\text{ }^\circ\text{C}$, дальнейший нагрев вызывает превращение перлита P в аустенит A (начало перекристаллизации). Затем сечение на рис. 1.3 после точки S пересекает линию диаграммы ES , на которой перекристаллизация заканчивается и происходит переход стали в однофазное аустенитное состояние. Критическая точка на линии ES номера не имеет, она обозначается буквой m (Ac_m). Температура этой точки зависит от содержания углерода в стали. Следовательно, заэвтектоидные стали имеют три критические точки: A_0 , A_1 и A_m .

Исходя из вышеизложенного, можно утверждать, что эвтектоидные стали (углерода $C = 0,8 \%$) будут иметь две критические точки: A_0 и A_1 (см. рис. 1.3). Как отмечал Д.К. Чернов, важнейшими значениями температуры (критическими точками) стали являются A_1 , A_3 и A_m . От температуры нагрева до этих значений зависят фазовый состав, структура, а соответственно, и свойства стали.

1.2. Основные виды термообработки стали

Термическая обработка конструкционных материалов и изделий из них широко применяется в машиностроительной промышленности в качестве одной из основных операций технологического цикла обработки полуфабрикатов, деталей машин, инструментов и других изделий (рис. 1.4) [2].



Рис. 1.4 – Виды термообработки стали

Центральным звеном большинства процессов термической обработки является закалка, которая обеспечивает получение требуемых эксплуатационных качеств подвергнутого закалке металла. Закалка включает в себя три основных этапа: нагревание изделия выше 727 °С (рис. 1.5), поддержание заданной температуры до завершения формирования требуемой кристаллической структуры и быстрое охлаждение для фиксации получаемого результата.

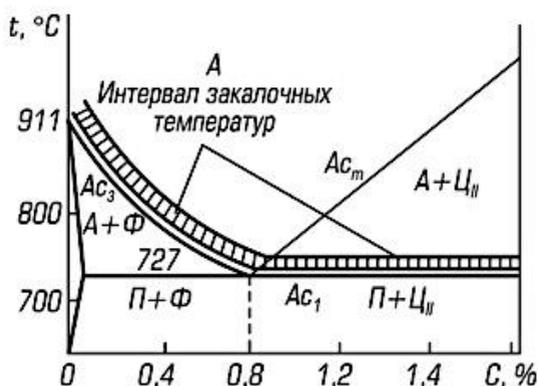


Рис. 1.5 – Диаграмма интервалов температур закалки

Основными технологическими параметрами всех видов собственно термической обработки – отжига, нормализации и закалки с последующим отпуском являются – температура нагрева $t_{нагр}$ и температура охлаждения $t_{охл}$ полуфабриката или изделия из конструкционного материала, время его выдержки T_B при температуре нагрева $t_{нагр}$, скорость нагрева V_n и скорость охлаждения V_o . Железоуглеродистые сплавы в зависимости от концентрации углерода и температуры имеют различные структурные

составляющие (табл. 1.2). Температура нагрева $t_{\text{нагр}}$ низкоуглеродистой (до 0,8 %) стали при закалке напрямую зависит от процентного содержания углерода (рис. 1.6 [6]): чем оно ниже, тем больше нужно разогреть изделие.

Таблица 1.2

**Структурные составляющие
железоуглеродистых сплавов**

Структура	Состав структуры железоуглеродистого сплава	Свойства структуры железоуглеродистого сплава	Кристаллическая решётка или характер включений	Твёрдость, НВ
Феррит	Твёрдый раствор углерода в α -Fe; углерода до 0,08 % при 727 °С	Высокая пластичность, низкая прочность, слабо магнитен	Объёмноцентрированная	От 70 до 90
Аустенит	Твёрдый раствор углерода в γ -Fe; углерода до 2,14 % при 1147 °С. При 727 °С распадается с образованием перлита	Намного твёрже феррита; хорошая сопротивляемость изнашиванию; высокая химическая стойкость; немагнитен	Гранецентрированная, у которой в центре размещён атом углерода	От 170 до 220
Цементит	Химическое соединение углерода с железом (карбид железа Fe ₃ C). Содержание углерода 6,67 %	Очень хрупкая и самая твёрдая структурная составляющая	Наблюдается в виде пластинок, игл или сетки по границам зёрен	820
Перлит	Смесь механическая: 0,83 % феррита и цементита; образуется при 727 °С в результате распада аустенита	Более твёрд и прочен, чем феррит, но менее пластичен; магнитен	Наблюдается в виде пластинчатого или зернистого строения	От 160 до 200
Ледебурит	Смесь эвтектическая: аустенит и цементит; образуется при температуре 1147 °С и содержании углерода 4,3 %	Большая твёрдость и хрупкость	–	700

С ростом содержания углерода в стали увеличивается количество цементита и соответственно уменьшается ко-

личество феррита, т.е. повышаются прочность и твёрдость и уменьшается пластичность.

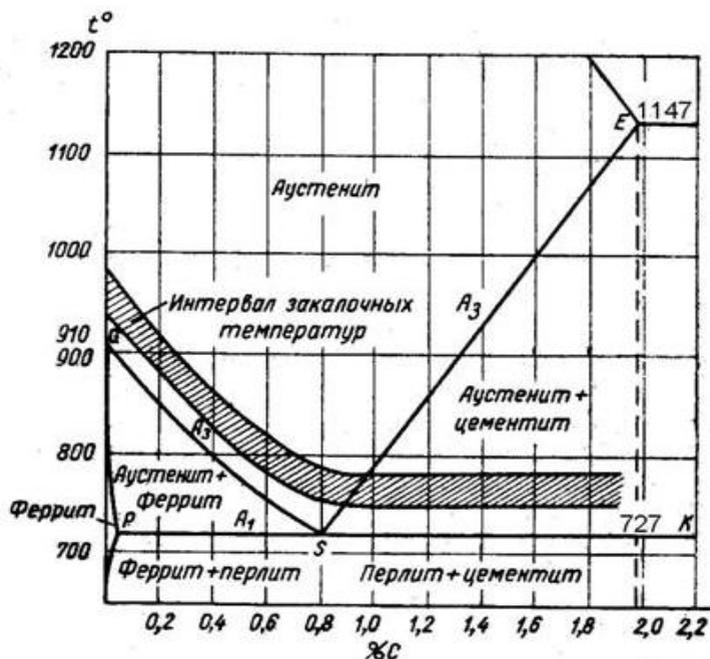


Рис. 1.6 – Зависимость температуры нагрева под закалку низкоуглеродистой стали (до 0,8 %) от содержания углерода (%)

Как видно из графика, приведенного на рис. 1.7 предел прочности σ_B повышается только до 1 % углерода C, а при более высоком содержании углерода он начинает уменьшаться вследствие того, что образующаяся по границам зёрен в заэвтектоидных сталях сетка вторичного цемента снижает прочность подвергаемой процессу закалки стали. Значение величины твёрдости HB непрерывно увеличивается во всём диапазоне изменения содержания углерода

С, а значения величин характеристик пластичности δ , Ψ и ударной вязкости КСЧ – непрерывно уменьшаются.

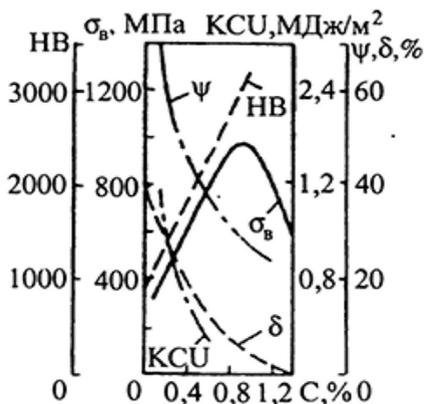


Рис. 1.7 – Зависимость свойств горячекатаной углеродистой стали от содержания углерода (%)

Скорость нагрева V_n при термической обработке полностью зависит от марки стали, массы и формы полуфабриката или изделия из конструкционного материала, типа источника тепла и требуемого результата. Поэтому его можно подобрать или по справочным таблицам или же только опытным путем. Время выдержки T_B зависит от сечения деталей и теплопроводности металла.

Охлаждение при закалке производится со скоростью 150–200 °С/с в различных средах: в водном растворе каустической соды или поваренной соли, масле, а также в свинце, селитре, щелочах и т.д. Различные скорости охлаждения нагретых до закалочной температуры полуфабрикатов или изделий из конструкционных материалов достигаются подбором охлаждающей среды. Скорость охлаж-

дения углеродистой стали устанавливается в зависимости от содержания углерода: чем больше углерода содержится в стали, тем меньше должна быть скорость её охлаждения во избежание образования различных пороков. Особенно тщательно важно устанавливать скорость охлаждения при закалке изделий сложной формы, имеющих неодинаковые сечения по длине. При быстром охлаждении увеличиваются твёрдость, износостойкость, упругость и т.д., при медленном охлаждении – пластичность, ударная вязкость, обрабатываемость.

Образование структур при термической обработке углеродистой стали находится в зависимости от интенсивности её охлаждения (рис. 1.8 [7]).

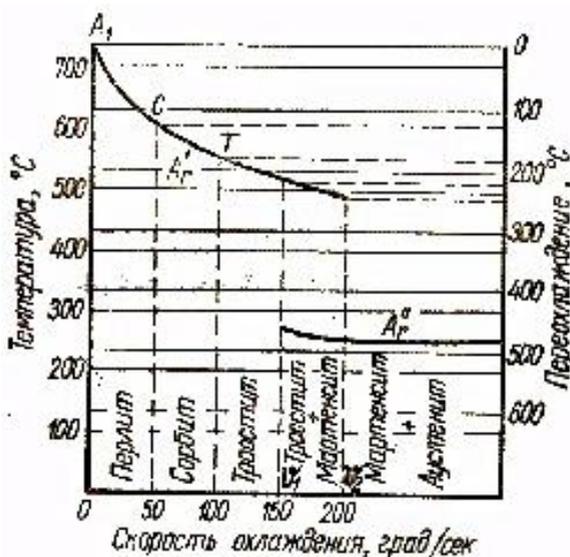


Рис. 1.8 – Образование структур (перлита, сорбита, троостита, мартенсита и др. в зависимости от интенсивности охлаждения стали

Микроструктуры, полученные в результате нагрева и охлаждения с различной скоростью изделий из стали марки Ст40 представлены на рис. 1.8, а характеристика этих микроструктур – в табл. 1.3 [1].

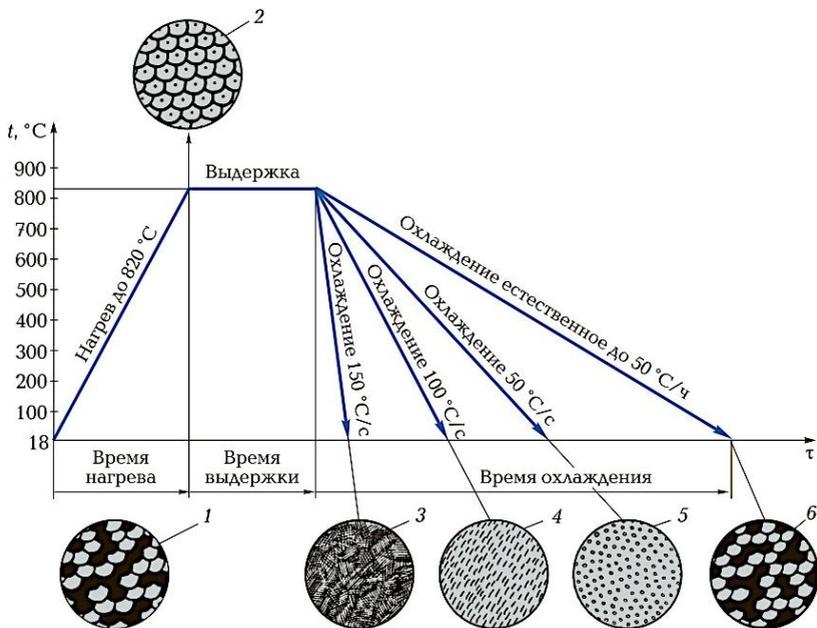


Рис. 1.9 – Микроструктуры, полученные в результате нагрева и охлаждения с различной скоростью стали марки 40:
 1 – перлит + феррит; 2 – аустенит; 3 – мартенсит;
 4 – троостит; 5 – сорбит; 6 – феррит + перлит

При выборе охлаждающей среды, в первую очередь, ориентируются на скорость охлаждения V_0 , но при этом учитывают и другие её характеристики – вязкость и текучесть, лёгкость удаления с поверхности изделия.

Таблица 1.3

Характеристики микроструктур, образованных в результате нагрева и охлаждения стали 40

Структура	Определение	Режим охлаждения	Критическая точка	Характеристика	Твердость НВ
1	2	3	4	5	6
Перлит + феррит	Механическая смесь частиц перлита и феррита при распаде аустенита. Содержание углерода зависит от марки стали	Охлаждение естественное со скоростью до 50 °С/ч	Ниже 730 °С	Твёрже и прочнее, но менее пластичнее чем феррит, магнитен, по форме зернистый	160 – 200
Сорбит	Механическая смесь феррита и цементита. По строению более дисперсный, чем перлит. Содержание углерода не лимитировано	Ускоренное охлаждение в интервале температур 600–700 °С со значительной скоростью до 50 °С/с	Ниже Ас ₁	Пластичен и вязок, магнитен, более прочен, чем Перлит	270–320
Троостит	Механическая смесь феррита и цементита. По строению еще более дисперсный, чем сорбит. Содержание углерода не лимитировано	Ускоренное охлаждение в интервале температур 400–600 °С со значительной скоростью до 100 °С/с	Ниже Ас ₁	Магнитен, более прочен, чем сорбит	330–400

Окончание таблицы 1.3

1	2	3	4	5	6
Мартенсит	Твердый раствор углерода и других элементов в железе. Содержание углерода не лимитировано	Ускоренное охлаждение со значением скорости 150 °С/с и выше	Ниже 150 °С	Хрупок, магнитен, от содержания углерода зависит твердость. Ограниченно теплопроводен, низкоэлектропроводен	650–750

1.3. Способы термической обработки конструкционных материалов

Существуют следующие способы термической обработки сталей:

- объемная термическая обработка сталей, производимая с целью изменения микроструктуры металлических сплавов, находящихся в твердом состоянии, и придания им необходимых свойств по всему объему обрабатываемых деталей (закалка, отпуск, отжиг, нормализация);

- поверхностная термическая обработка стали, вызывающая изменение структуры и свойств лишь в поверхностном слое изделия;

- химико-термическая обработка, заключающаяся в нагреве металлических изделий вместе с веществами, способными менять состав и структуру, главным образом поверхностного слоя обрабатываемого изделия;

– электротермическая обработка, производимая с помощью индукционного нагрева токами высокой частоты, а также путем контактного нагрева и нагрева в электролитах;

– термомеханическая обработка, связанная с нагревом изделий подвергающихся, например, прокатке, волочению и подобным операциям, с целью устранения наклепа, вызванного пластическими деформациями.

Основные процессы, рассматриваемые в теории термической обработки стали, являются структурно-фазовые превращения. Важнейшими из них являются:

– превращение перлита в аустенит, происходящее при нагреве стали;

– превращение аустенита в перлит при охлаждении;

– превращение аустенита в мартенсит при быстром охлаждении;

– распад мартенсита при отпуске закаленной стали.

Рассматривая структурно-фазовые превращения в стали, отметим, что основными считаются три структуры, а переход их из одной в другую характеризует основные превращения. Укажем эти структуры:

– *аустенит* (А) – твёрдый раствор внедрения углерода в γ -железе (γ -Fe(C), ГЦК-решетка). Максимальная концентрация углерода в аустените составляет 2,14 %, твёрдость – 170–220 НВ. Аустенит образуется при температуре 727 °С и имеет неустойчивую структуру, при охлаждении распадается. Структура аустенита обладает высокими механическими (прочность, пластичность, вязкость, твёрдость) и технологическими свойствами;

– *феррит* – твёрдый раствор внедрения углерода в α -железе (α -Fe(C), ОЦК-решётка). Это малонауглероженное железо с массовой долей углерода до 0,02 %. Феррит имеет твердость 60–80 НВ, предел прочности при растяжении $\sigma_{\text{в}} = 250$ МПа (25 кгс/мм²), относительное удлинение при разрыве $\delta = 50$ % и является микроструктурой низкоуглеродистых сталей, которая представляет собой крупные светлые зёрна (рис. 1.10 а);

– *перлит* (П) – эвтектоидная смесь из одновременно образующихся компонентов – феррита γ -Fe(C) и карбида железа Fe_3C (α -Fe(C) + Fe_3C), где *цементит* (Ц) – химическое соединение углерода с железом Fe_3C , структура которого представляет собой сложную ромбическую атомно-кристаллическую решетку со слабой металлической связью (ничтожно малой равновесной растворимостью углерода в феррите γ -Fe(C) пренебрегаем).

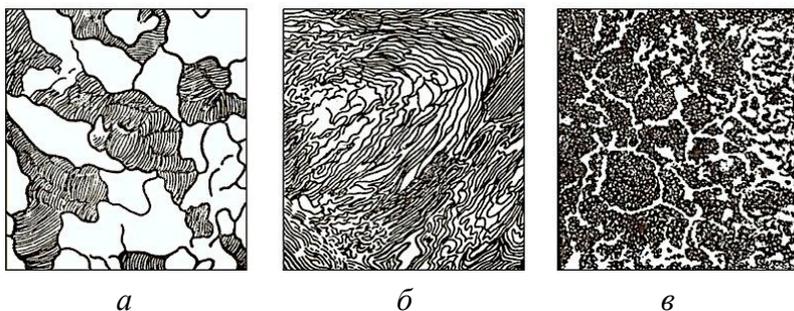
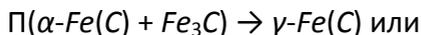


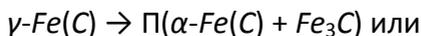
Рис. 1.10 – Микроструктура углеродистых сталей:
а – доэвтектоидная сталь — феррит + перлит;
б – эвтектоидная сталь – перлит; в – заэвтектоидная
сталь – перлит + цементит вторичный

При термической обработке стали наблюдаются четыре основных превращения:

– перлита в аустенит $P \rightarrow A$:

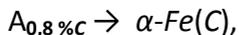
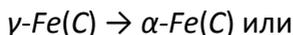


– аустенита в перлит $A \rightarrow P$:



т.е. $\gamma-Fe(C)_{0,8} \%C \rightarrow \alpha-Fe(C)_{0,02} \%C + Fe_3C;$

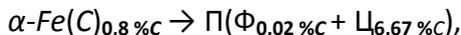
– аустенита в мартенсит $A \rightarrow M$:



т.е. $\gamma-Fe(C)_{0,8} \%C \rightarrow \alpha-Fe(C)_{0,8} \%C,$

где M – α -твёрдый раствор, перенасыщенный углеродом;

– мартенсита в перлит $M \rightarrow P$:



фактически или точнее в феррито-карбидную смесь.

Данные превращения сопровождаются зарождением новых фазовых структур и ростом зёрен без возникновения новых зародышей.

Превращение перлита в аустенит

При многих видах термической обработки сталь нагревают до температур, соответствующих существованию аустенита (процесс аустенитизации). Образование аустенита при нагреве является диффузионным процессом и подчиняется основным положениям теории кристаллизации. При нагреве эвтектоидной стали (рис. 1.11) несколько выше критической точки A_c перлит превращается в аустенит $P(\alpha-Fe(C) + Fe_3C) \rightarrow \gamma-Fe(C)$ или $P(\Phi_{0,02} \%C + \Psi_{6,67} \%C) \rightarrow A_{0,8} \%C.$

трация углерода в аустените соответствует содержанию его в стали.

Аналогично протекает превращение и в заэвтектоидной стали: при температуре несколько выше A_{c1} (727 °С) перлит превращается в аустенит с содержанием 0,8 % углерода. В интервале температур $A_{c\alpha}$ – $A_{c\gamma}$ происходит растворение вторичного цементита. Выше температуры $A_{c\gamma}$ будет существовать только аустенит, содержание углерода в котором соответствует его содержанию в стали. Механизм процесса превращения перлита в аустенит состоит в зарождении зерен аустенита и их росте.

Аустенит при температурах несколько $> A_{c1}$ (727 °С) содержит 0,8 % углерода. Зародыши аустенита образуются на границе раздела феррита и цементита (рис. 1.12а, [3]), где наличие дефектов уменьшает работу образования зародыша аустенита и больше вероятность флуктуационного возникновения в феррите участков критического размера с содержанием 0,8 % углерода.

В каждой перлитной колонии зарождается несколько центров кристаллизации аустенита, число зародышей велико, и превращение сопровождается получением мелкозерна аустенита. Первичные зародыши аустенита, образовавшиеся при минимальном перегреве выше A_{c1} , образуют начальное зерно аустенита.

Схема роста аустенитного зерна при нагреве: наследственно мелкозернистой стали (НМЗ) и наследственно крупнозернистой стали (НКЗ) представлена на рис. 1.13.

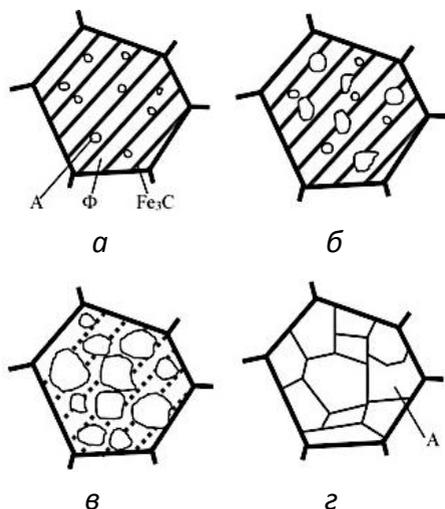


Рис. 1.12 – Схема образования аустенита при нагреве выше 727 °С:
 а – зарождение кристаллов; б, в – рост кристаллов;
 г – сформированные кристаллы аустенита

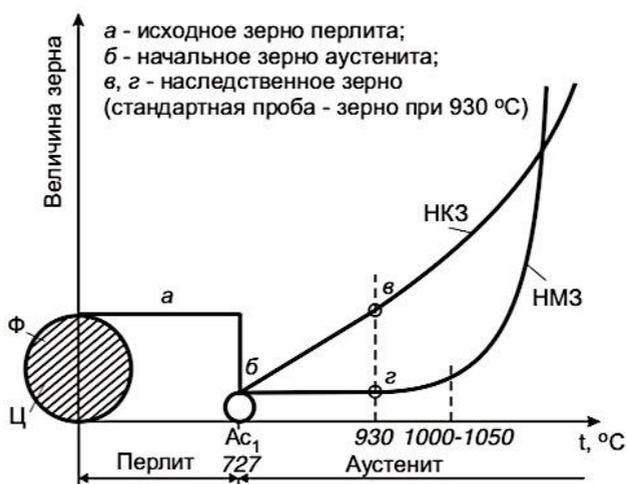


Рис. 1.13 – Схема роста аустенитного зерна при нагреве НМЗ и НКЗ

Основные закономерности фазовой перекристаллизации следующие [3]:

1. Начальное зерно всегда мелкое. Чем выше скорость нагрева, тем мельче начальное зерно аустенита, так как скорость образования зародышей выше скорости их роста.

2. При нагреве зерно растёт. Повышение температуры вызывает рост зерен, так как при этом уменьшается энергия Гиббса за счёт сокращения поверхности зёрен. Зерно, образующееся в стали при данной температуре нагрева, называется действительным.

3. При последующем охлаждении размер действительного зерна сохраняется независимо от протекающих фазовых превращений.

Размер действительного зерна существенно влияет на свойства стали и зависит от: температуры нагрева, продолжительности выдержки при выбранной температуре и наследственности стали (склонности стали к росту зерна).

При росте зародыша (рис. 1.12б) когерентность α - и γ -решеток нарушается, сдвиговый механизм заменяется нормальным механизмом роста и зерна аустенита приобретают равноосную форму. После исчезновения границ феррита и цементита, где преимущественно зарождается аустенит, наблюдается исключительно только рост зёрен аустенита (рис. 1.12в) без возникновения новых зародышей. Так как в каждой перлитной колонии при нагреве появляется и растёт сразу несколько кристаллических зародышей аустенита (рис. 1.12а, 1.12б и 1.12в), то при пре-

вращении $\text{П} \rightarrow \text{А}$ зерно аустенита в стали измельчается (рис. 1.12а). Эту важную особенность превращения используют на практике термической обработки стали.

Диаграмма изотермического превращения перлита в аустенит (рис. 1.14) показывает: чем меньше скорость нагрева (кривая III), тем более низкие температуры протекания превращения, а скорость перехода аустенита в перлит увеличивается. Увеличение скорости нагрева (кривая I) повышает температуру перехода $\text{П} \rightarrow \text{А}$ и сокращает продолжительность процесса.

Скорость превращения феррито-цементитной структуры в аустенитную зависит не только от температуры и скорости нагрева, но и от её исходного состояния.

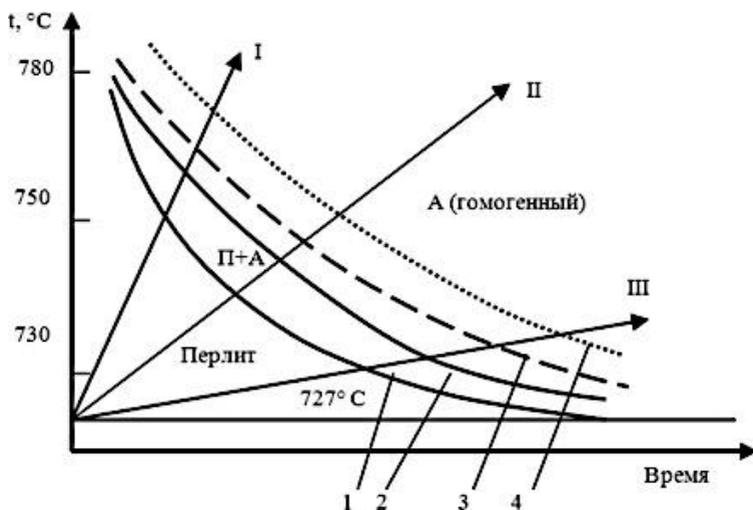


Рис. 1.14 – Диаграмма изотермического превращения перлита в аустенит:

- 1 – начало образования аустенита; 2 – окончание образования аустенита; 3 – окончание растворения Fe_3C ; 4 – окончание гомогенизации

Чем тоньше феррито-цементитная структура, тем больше возникает зародышей аустенита и меньше пути диффузии, а, следовательно, быстрее протекает процесс аустенитизации. Предварительная сфероидизация цементита, особенно с образованием крупных его глобулей, замедляет процесс образования аустенита. Чем больше в стали углерода, тем быстрее протекает процесс аустенитизации, что объясняется увеличением количества цементита, а следовательно, и ростом суммарной поверхности раздела феррита и цементита.

Рост участков аустенита в результате полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения протекает быстрее, чем растворение цементита, поэтому после превращения феррита в аустенит (рис. 1.14, кривая 2) в структуре стали сохраняется еще некоторое количество цементита (рис. 1.14, кривая 3) и для его растворения в аустените продолжительность изотермической выдержки должна быть увеличена.

Образовавшийся аустенит неоднороден по содержанию углерода. В участках, прилегающих к частицам цементита, концентрация углерода в аустените выше, чем в участках, прилегающих к ферриту. Для получения гомогенного аустенита (рис. 1.14, кривая 4) требуется дополнительное время при данной температуре. При повышении температуры скорость выравнивания состава возрастает, а длительность процесса гомогенизации сокращается.

На кинетику перехода перлита в аустенит, таким образом, влияют [3]:

1) температура превращения – при повышении температуры процесс резко ускоряется, что объясняется ускорением диффузионных процессов;

2) исходная структура перлита – чем тоньше феррито-цементитная смесь, тем быстрее идет процесс аустенитизации, так как возникает больше зародышей аустенита и уменьшается путь диффузии;

3) скорость нагрева – с повышением скорости нагрева увеличивается температура аустенитизации и скорость превращения;

4) химический состав стали – чем больше в стали углерода, тем быстрее протекает превращение, что объясняется увеличением суммарной поверхности раздела феррита и цементита. В доэвтектоидных сталях кроме перлита содержится еще и феррит, а в заэвтектоидных – вторичный цементит. Для перевода этих избыточных фаз в аустенит требуется повышение температуры нагрева или длительности выдержки;

5) наличие легирующих элементов – в легированных сталях процесс аустенитизации требует большего времени, чем в углеродистых. Легирующие элементы задерживают превращение из-за образования легированного цементита или труднорастворимых карбидов. Кроме того, диффузионная подвижность атомов легирующих элементов в аустените значительно меньше, чем подвижность атомов углерода, что удлиняет процесс гомогенизации аустенита.

Превращение перлита в аустенит в полном соответствии с диаграммой $Fe - Fe_3C$ может завершиться при тем-

пературе $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ (A_{c1}) при медленном нагревании. Скорость превращения перлита в аустенит находится в прямой зависимости от содержания в стали углерода.

При температуре $768\text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка Кюри – A_{c2}) стали теряют свои магнитные свойства.

Окончание процесса превращения характеризуется образованием аустенита и исчезновением перлита.

Введение в сталь хрома, молибдена, вольфрама, ванадия и других карбидообразующих элементов задерживает процесс аустенитизации вследствие образования легированного цементита или карбидов легирующих элементов, более трудно растворимых в аустените. Соответственно, требуется больше времени и для гомогенизации аустенита.

Легирующие элементы неравномерно распределены между ферритом и карбидами, поэтому и по объёму аустенита содержание легирующих элементов будет не одинаково.

По окончании процесса превращения $P \rightarrow A$ образуется большое количество мелких зёрен. Эти зёрна называются начальными зёрнами аустенита. Дальнейший нагрев стали или увеличение выдержки приводит к росту аустенитного зерна (austenitic grain). Размер зерна, полученный в стали в результате той или иной термической обработки, называют действительным зерном. Величина такого зерна зависит не только от термической обработки, но и от способа выплавки стали. Однако склонность к росту аустенитных зёрен с повышением температуры нагрева различная.

Стали, раскисленные в процессе плавки кремнием и марганцем, обладают большой склонностью к непрерывному росту зёрен аустенита при повышении температуры. Такие стали называют наследственно-крупнозернистыми. К ним относят кипящие стали.

Стали, раскисляемые в процессе выплавки дополнительно алюминием и особенно легированные титаном или ванадием, мало склонны к росту зерна аустенита при нагреве до 950–1000 °С. Такие стали называют наследственно-мелкозернистыми. К ним относят спокойные стали.

Размер наследственного зерна не оказывает влияния на свойства стали. От размера действительного зерна зависят механические свойства стали, в основном ударная вязкость: она значительно понижается с увеличением размера зерна. Размер действительного зерна в стали зависит от размера зерна аустенита. Как правило, чем крупнее зёрна аустенита, тем крупнее действительные зёрна.

Размер наследственного зерна оказывает влияние на технологические свойства стали. Если сталь наследственно-мелкозернистая, то ее можно нагревать до более высокой температуры и выдерживать при ней более длительное время, не опасаясь чрезмерного роста зерна по сравнению с наследственно-крупнозернистой сталью. Горячую обработку давлением – прокатку, ковку, объёмную штамповку наследственно мелкозернистой стали – можно начинать и оканчивать при более высокой температуре, не опасаясь получения крупнозернистой структуры.

Для определения размера наследственного (аустенитного) зерна применяют различные методы. Например, для низкоуглеродистых цементуемых сталей применяют метод цементации, т.е. науглероживание поверхности стали. При нагреве стали до 930 ± 10 °С в углеродсодержащей смеси и выдержке при данной температуре в течение 8 ч поверхностный слой её насыщается углеродом до заэвтектоидного состава. При охлаждении из аустенита выделяется избыточный цементит, который располагается по границам зёрен аустенита в виде сетки. После полного охлаждения эта цементитная сетка окружает зёрна перлита и показывает размер бывшего при нагреве аустенитного зерна. Подготовленную таким образом структуру стали рассматривают в микроскоп при 100-кратном (100х) увеличении. Видимые при этом зёрна сравнивают с эталонными. Для определения размера зерна сталей разработана стандартная шкала микроструктур (ГОСТ 5639-82), имеющая 18 номеров (баллов) зерна: -3, -2, -1, 0, 1, ..., 14. Между номером зерна G и количеством зёрен m на 1 мм^2 существует строгая зависимость $m = 8 \cdot 2^G$. Зёрна от № 1 до № 4 считают крупными, а с № 5 – мелкими (рис. 1.15). При очень мелком (от номера 11 до 14) и крупном (от номера -3 до 2) зерне используют дополнительные эталонные шкалы структур, построенные для больших (до 800х) и меньших (25х; 50х) увеличений микроскопа.

Для определения величины зерна используют также методики с применением окулярмикрометра, подсчёта пересечений границ зёрен и др.

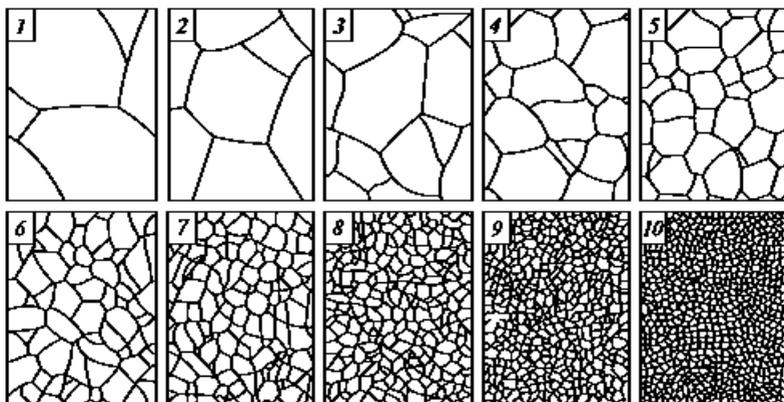


Рис. 1.15 – Эталонная шкала для определения размера зерен (ГОСТ 5639-82):
1-10 – номера зерен при 100х увеличении

Превращение аустенита в перлит

Аустенит А является устойчивым только при температуре выше $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка A_{r1}). При охлаждении стали, предварительно нагретой до аустенитного состояния (ниже точки A_{r1}), аустенит спустя некоторое время, необходимо для протекания диффузионных процессов, становится неустойчивым и начинается распадаться на феррито-цементитную смесь (точка H_1), т.е. происходит его превращение, которое возможно только лишь при некотором переохлаждении аустенита (рис. 1.16).

Временной промежуток до окончания распада аустенита (точка K_1) представляет собой инкубационный период, который характеризует устойчивость аустенита к распаду. В этой области существует А переохлажденный.

Совокупность всех точек Н для всех температур переохлаждения дает линию 1 начала распада аустенита, сово-

купность точек К – линию 2 конца распада аустенита. Эти линии 1 и 2 образуют так называемую С-кривую. Левее линии 1 находится аустенит переохлажденный, правее линии 2 – продукты превращения аустенита, между этими линиями – превращение аустенита в феррито-цементитные смеси.

Для случая эвтектоидной углеродистой стали аустенит превратится в перлит, т.е. в механическую смесь феррита и цементита $P(\text{Ф}_{0,02}\%C + \text{Ц}_{6,67}\%C)$ или $\alpha\text{-Fe}(C)_{0,02}\%C + \text{Fe}_3\text{C}$.

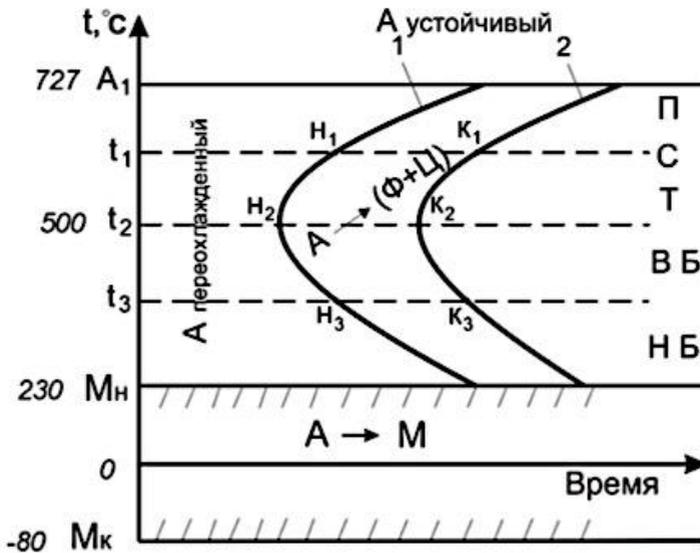


Рис. 1.16 – Диаграмма изотермического распада аустенита для эвтектоидной стали:

линии 1 и 2 – время начала и конца распада переохлажденного аустенита А соответственно; П – перлит, С – сорбит, Т – троостит, ВБ – верхний бейнит, НБ – нижний бейнит, М – мартенсит

При этом, с одной стороны, чем ниже температура превращения, тем больше переохлаждение и тем быстрее будет происходить превращение аустенита в перлит. С другой стороны, это превращение сопровождается диффузионным перераспределением углерода и чем ниже температура переохлаждения, тем медленнее протекает процесс диффузии, что, в свою очередь, замедляет превращение аустенита в перлит. Такое противоположное действие обоих названных факторов (переохлаждения и диффузии) приводит к тому, что вначале с увеличением переохлаждения скорость превращения возрастает, достигая при определенной величине переохлаждения максимума, а затем убывает.

На диаграмме изотермического превращения аустенита (рис. 1.17) в зависимости от степени переохлаждения, которую называют за сходство кривых с буквой «С» также С-диаграммой, а в англоязычных странах – ТТТ-диаграммой (temperature – time – transformation, что означает температура – время – превращение), различают три температурные области превращения: перлитную, бейнитную (промежуточную); переохлаждение для эвтектоидной стали в интервале от 500 до 240 °С) и мартенситную (переохлаждение ниже Мн – для эвтектоидной стали ниже температуры 240 °С).

При температуре 650–700 °С образуется собственно перлит. При перлитном превращении ведущей фазой является цементит. В результате образования пластинок цементита соседние участки аустенита обедняются углеро-

дом, что в свою очередь приводит к образованию пластинок феррита.

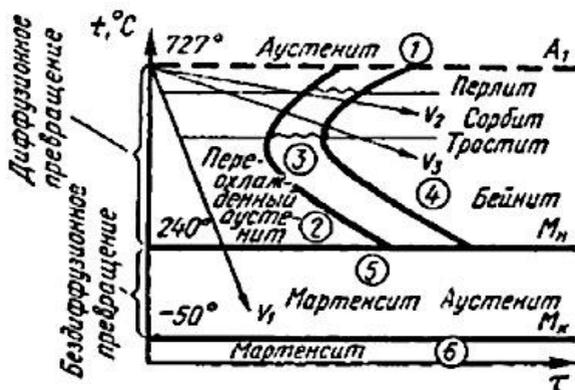


Рис. 1.17 – С-диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали

С понижением температуры растет дисперсность продуктов превращения аустенита, под которой понимается расстояние между соседними пластинками феррита и цементита. При температуре 600–650 °С образуется сорбит, а при 550–600 °С – троостит.

Перлит, сорбит, троостит (рис. 1.18) являются структурами одной природы – механической смесью феррита и цементита. Перлитом называют механическую смесь кристаллов феррита и цементита; сорбитом (рис. 1.18б) – более мелкую (дисперсную), чем перлит, механическую смесь феррита и цементита, т.е. перлит и сорбит отличаются друг от друга лишь степенью дисперсности. Троостит (рис. 1.18в) представляет собой очень тонкую смесь феррита и цементита, которая отличается от перлита и сорбита очень высокой степенью дисперсности компонентов её

состава. С увеличением степени дисперсности пластин цементита растёт твёрдость и прочность стали. Наибольшую пластичность имеют стали с сорбитной структурой. Троостит, образующийся при более низкой температуре превращения, характеризуется меньшей пластичностью. Перлит, сорбит и троостит называют *перлитными структурами*.

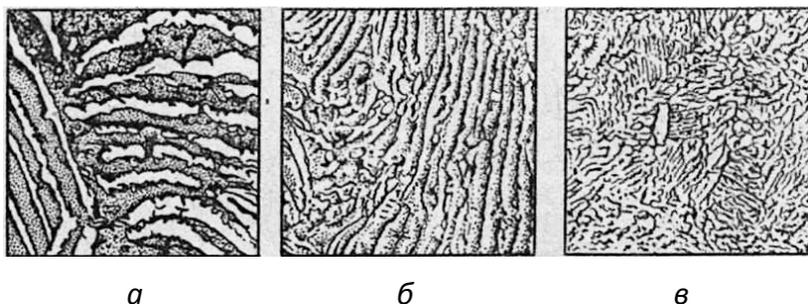


Рис. 1.18 – Микроструктура перлита (а), сорбита (б), троостита (в) при 7500х увеличении

Если на С-образную кривую нанести термические линии охлаждения (см. рис. 1.17), то получаются следующие превращения. При медленном охлаждении происходит превращение аустенита в перлит ($A \rightarrow П$), далее по мере ускорения охлаждения (луч V_2) аустенит полностью превратится в сорбит (С). При ещё больших скоростях охлаждения (луч V_3) образуется новая структура – троостит (Т). Происходит последующее ускорение процесса охлаждения (луч V_3). Первое превращение $A \rightarrow Т$ аустенита А в троостит Т не успеет закончиться и происходит превращение аустенита $A_{0,8} \%C$ ($\gamma-Fe(C)_{0,8\%C}$) в α -твёрдый раствор, сильно перенасыщенного углеродом мартенсит (М) α -

$Fe(C)_{0,8} \%C$ в объединённой комбинации с трооститом и остаточным аустенитом $T + M + A_{ост}$, с дальнейшим более крутым ускорением охлаждения – $M + A_{ост}$.

Мартенситное превращение в отличие от перлитного имеет бездиффузионный характер. Мартенсит является основной структурой закаленной стали. Он имеет высокую твердость, зависящую от содержания углерода в стали. Чем больше содержится углерода в мартенсите, тем выше твердость стали. Так, например, для стали с содержанием 0,4 % углерода твердость мартенсита составляет HRC от 52 до 54, а для стали с содержанием углерода 1,0 % – HRC от 62 до 64. Мартенсит имеет совершенно отличную от других структур природу. При резком переохлаждении углерод не успевает выделиться из твёрдого раствора (аустенита) в виде частичек цементита, как это происходит при образовании перлита, сорбита и троостита. В этом случае происходит только перестройка решетки γ -железа в решетку α -железа. Атомы углерода остаются в кристаллической решетке α -железа (мартенсите) и поэтому сильно её искажают. Такую искаженную кристаллическую решетку называют тетрагональной (рис. 1.19), в ней один параметр c больше другого a и, следовательно, отношение параметров $c/a > 1$.

Степень искажённости (тетрагональности) тем выше, чем больше углерода в стали. Следовательно, мартенсит представляет собой твёрдый раствор углерода в α -железе, которое способно растворять очень небольшое количество углерода ($\leq 0,02 \%$), в мартенсите углерода столько, сколько его содержится в аустените этой стали. Именно по этой

причине мартенсит является α -твёрдым раствором, перенасыщенным углеродом.

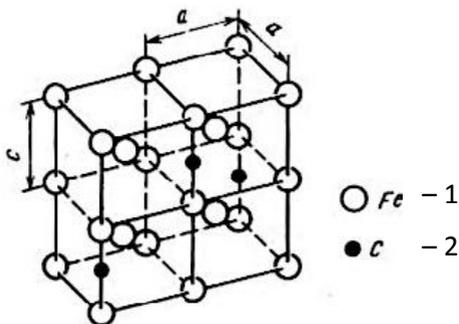


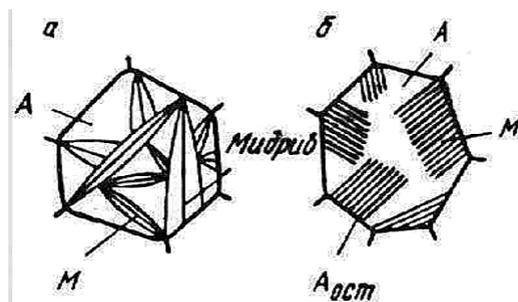
Рис. 1.19 – Кристаллическая ячейка мартенсита:
1 – атомы железа, 2 – атомы углерода

Принято выделять два типа образования мартенсита (рис. 1.20), каждый из которых имеет свои особенности и соответственно механические свойства.

1. Дислокационный (нередко его называют реечным) тип: формируется в средне- и малоуглеродистых, а также высоколегированных сталях. В них мартенситное преобразование начинается при температуре более $300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Кристаллы мартенсита в такой ситуации вытянуты в одну сторону, представляя собой рейки толщиной от 0,2 до 2 мкм. Такие рейки разделяются тонкими (от 10 до 20 нм) слоями аустенита.

2. Двойниковый (или пластинчатый, игольчатый) тип характерен для легированных и углеродистых сталей (преобразование мартенсита в них возможно при температуре $< 200\text{ }^{\circ}\text{C}$). Пластины игольчатого типа микроструктуры образования мартенсита описываются мидрибом – средней

линией высокой травимости. Каждый мидриб при этом включает в себя множество двойников по плоскостям.



Р1 .20 – Схема образования пластинчатого (а) и пакетного (реечного) (б) мартенсита [8]

Двойниковый (пластинчатый) хорошо известный тип мартенсита «классический» имеет характерное игольчатое строение (рис. 1.21б), и чем мельче зёрна аустенита, тем мельче получаются иглы мартенсита. Такая структура характерна для правильно закаленной высокоуглеродистой стали. Кристаллы реечного мартенсита имеют форму тонких линзообразных пластин, которая соответствует минимуму энергии упругих искажений при образовании его в аустенитной матрице (рис. 1.21в и 1.21г).

Для аустенитно-мартенситного превращения характерно то, что оно происходит в интервале температур. Начинается превращение при температуре M_n , а заканчивается при более низкой температуре M_k (рис. 1.22).

Чем больше в стали углерода, тем ниже температура точек M_n и M_k . При содержании углерода $> 0,6\%$ мартенситное превращение оканчивается при температурах ниже нуля. Поэтому, для того чтобы в высокоуглеродистых ста-

лях получить большее количество мартенсита, их следует охлаждать до температур ниже нуля.

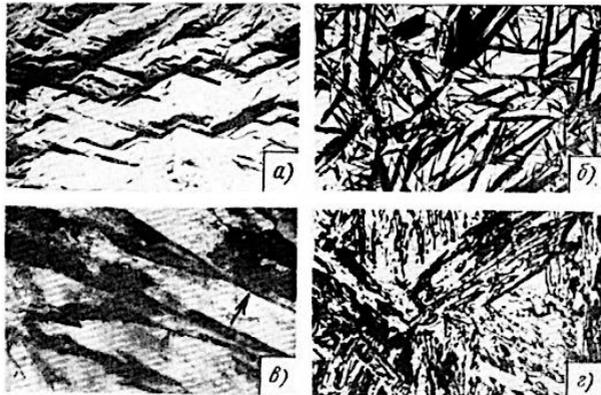


Рис. 1.21 – Микроструктура мартенсита:
 а – мартенситный рельеф; б – «высокоуглеродистый пластинчатый мартенсит и остаточный аустенит, x500; в – низкоуглеродистый реечный мартенсит (стрелки указывают на остаточный аустенит, x2 700); г – реечный мартенсит стали с 0,45 % С, x1000

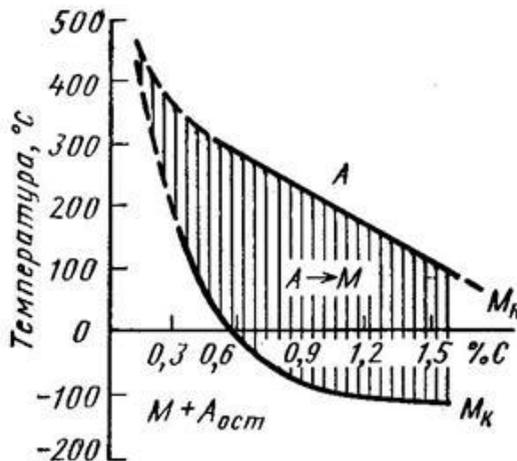


Рис. 1.22 – Влияние содержания углерода на температуру начала и конца мартенситного превращения

Вместе с тем при температуре конца мартенситного превращения (точка M_c) не происходит полного образования мартенсита. Аустенит A частично остается не превращенным в мартенсит и называется остаточным аустенитом $A_{ост}$. В конструкционных углеродистых сталях $A_{ост}$ составляет $\approx 5\%$. Закалённые высокоуглеродистые стали содержат большее количество остаточного аустенита – до 12% .

При аустенитно-мартенситном превращении изменяется объём образующихся структур. Максимальный объём имеет структура мартенсита, меньший объём – структура троостита, ещё меньший – сорбита и перлита и минимальный объём имеет структура аустенита.

Бейнитное (промежуточное) превращение при изотермической выдержке углеродистых сталей происходит в интервале температур $\approx 500-250\text{ }^\circ\text{C}$ с образованием структуры, называемой бейнитом. Это превращение характеризуется сочетанием как перлитного (диффузионного перераспределения углерода в аустените между продуктами его распада), так и мартенситного (бездиффузионного) превращения. Бейнитное превращение протекает при температурах, когда самодиффузия железа и диффузия легирующих элементов практически невозможны, а диффузия углерода ещё достаточно высока. Это и предопределяет особенности бейнитного превращения, которое начинается с перераспределения углерода в аустените. Благодаря этому в аустените образуются обогащённые и обеднённые углеродом участки. Цементит выделяется в участках, обогащённых углеродом, в результате чего образуются участки аустенита, обеднённые углеродом. В этих участках, а

также в уже имеющихся участках, обеднённых углеродом, идёт мартенситное превращение, а затем распад цементита, в результате чего образуется феррито-цементитная смесь. При температуре изотермической выдержки > 350 °С образуется верхний бейнит (\approx НВ 450) с перистым строением (рис. 1.23а), напоминающим строение перлита, при температуре изотермической выдержки < 350 °С образуется нижний бейнит (\approx НВ 550), имеющий игольчатое строение (рис. 1.23б и 1.23в), похожее на строение мартенсита.

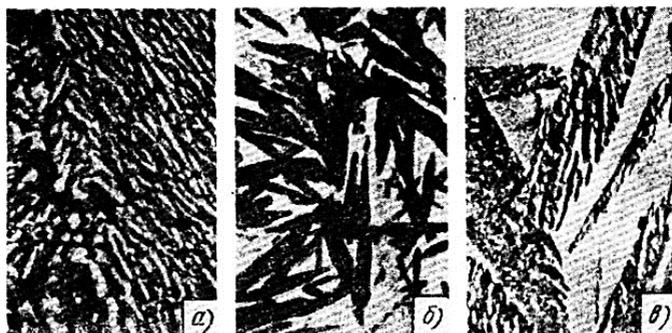


Рис. 1.23 – Микроструктура верхнего (а) и нижнего (б, в) бейнитов

Глава 2. СОБСТВЕННО ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Собственно термическая обработка металлов и сплавов заключается только в термическом воздействии на металл или сплав и включает следующие основные виды: отжиг, закалку и отпуск.

Каждый из видов собственно термической обработки подразделяется на разновидности, специфические для металлических сплавов различных составов.

При проведении различных технологических процессов обработки конструкционных материалов возникают различные отклонения.

В зависимости от режимов деформирования, последующего охлаждения и химического состава (марки) стали в поковках, листовом и сортовом прокате могут образовываться следующие дефекты [9]:

- крупнозернистость, связанная с развитием процессов собирательной рекристаллизации при высокой температуре окончанияковки;
- разнотекучность, обусловленная различной степенью деформации поверхностных слоев и центральной зоны;
- повышенная твердость поверхностного слоя из-за частичного сохранения горячего наклепа, особенно в высокоуглеродистых легированных сталях;
- карбидная сетка по границам зёрен в высокоуглеродистых сталях, выделяющаяся из аустенита при медлен-

ном охлаждении крупных поковок от высоких температур окончанияковки;

- образование неравновесных структур (тросита, бейнита) с повышенной твёрдостью при ускоренном охлаждении мелких поковок из высоколегированных сталей;
- наклёп (повышение прочности и твёрдости металлического изделия) и др.

От состава сплава, массы отливки, её формы и способа литья зависит степень проявления таких дефектов, как:

- химическая неоднородность или дендритная ликвация, т.е. различие химсостава в осях и междендритных пространствах кристаллов – дендритов – и образование в ряде сплавов неравновесных выделений вторых хрупких фаз (карбидов, интерметаллидов) на границах дендритов, что обуславливает пониженный уровень свойств;

- структурная неоднородность, проявляющаяся в неодинаковости размеров и формы зёрен закристаллизовавшегося металла в поверхностной зоне и центральной зоне отливок;

- наличие значительных внутренних напряжений, обусловленных неодновременностью затвердевания металла в отдельных частях и зонах отливки и неоднородностью распределения температуры, могущих привести к образованию горячих и холодных трещин.

2.1. Отжиг металлов и сплавов

Отжигом называется термическая обработка, в процессе которой производится нагрев стальных деталей до

требуемой температуры с последующей выдержкой и охлаждением (медленным, с печью), способствующим получению однородной, равновесной, менее твёрдой структуры, свободной от остаточных напряжений; рафинированию зерна; обеспечению хорошей обрабатываемости на этапах последующей холодной деформации и обработке резанием.

Различают отжиг без фазовой перекристаллизации – отжиг 1-го рода (рекристаллизационный, низкий) и с полной/неполной фазовой перекристаллизацией (диффузионный, полный, неполный, изотермический) – отжиг 2-го рода. Практико-экономической разновидностью этого отжига является нормализация, отличающаяся от полного отжига повышенной скоростью охлаждения (охлаждение на воздухе).

Температурные интервалы нагрева углеродистой стали для отжига, нормализации, закалки и отпуска стали показаны на рис. 2.1.

2.1.1. Отжиг 1-го рода

2.1.1. 1. Рекристаллизационный отжиг

Рекристаллизационный отжиг, используемый в качестве промежуточной операции в процессе холодного деформирования металла за счёт возможности эффективного удаления наклёпа, а также за счёт выходного вида термообработки готового полуфабрикат или изделия, подразумевает нагрев металла до температуры, превышающей показатель температуры кристаллизации не менее, чем на

величину 100–200 °С (рис. 2.1), выдержку его в течение определенного времени и охлаждение на финальной стадии процесса.

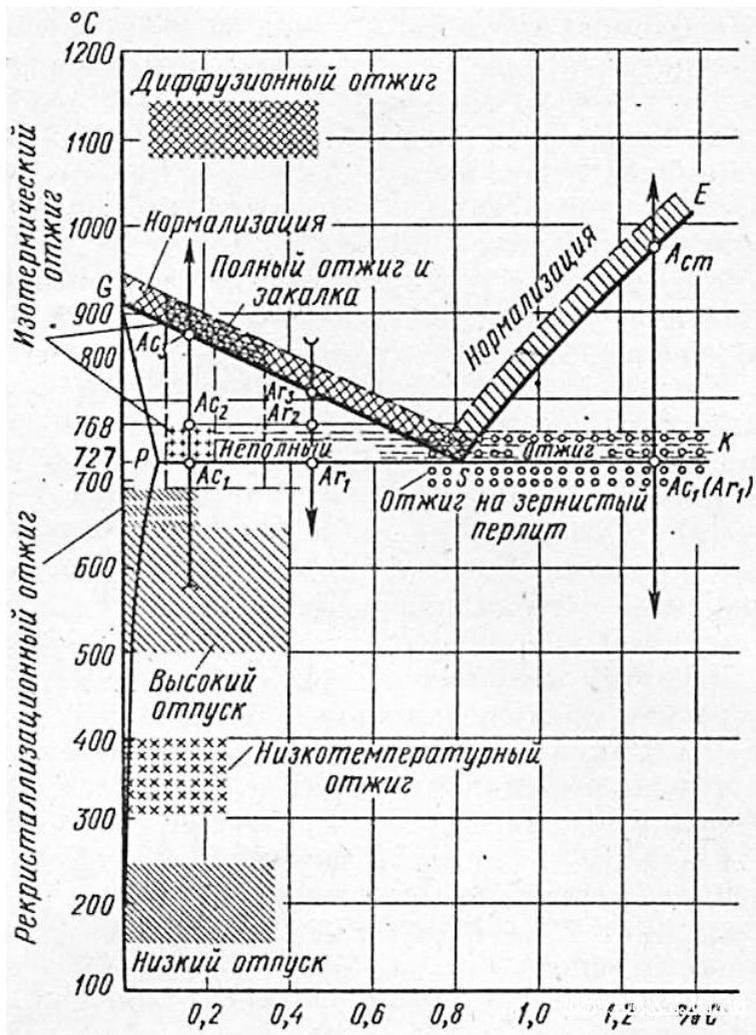


Рис. 2.1 – Диаграмма интервалов нагрева углеродистой стали для отжига, нормализации, закалки и отпуска

Отдельной процедурой термической обработки рекристаллизационный отжиг применяется при изготовлении изделий и полуфабрикатов из цветных конструкционных металлов посредством холодного волочения проволоки, прутков и труб.

Рекристаллизационный отжиг может подразделяться на неполный, полный и текстурирующий. На практике наиболее часто применяется полный отжиг. Как правило, полная рекристаллизация для различных материалов длится ≤ 1 часа, при условии, что данный вид отжига осуществляется при заданных температурах для каждого из них [10]:

- от 300 до 400 °С – магниевые сплавы;
- от 800 до 1150 °С – никелевые сплавы;
- от 650 до 710 °С – стали углеродистой группы;
- от 350 до 430 °С – сплавы на основе алюминия;
- от 670 до 690 °С – титан;
- от 700 до 850 °С – медноникелевые композиции;
- от 300 до 500 °С – алюминий;
- от 600 до 700 °С – бронзы и латуни, а также медь (медь может отжигаться и при температуре от 500 °С).

В результате первичной рекристаллизации происходит образование новых равноосных зёрен и исчезновение старых, деформированных зёрен. Собирательная рекристаллизация способствует росту одних рекристаллизованных зёрен за счет соседних рекристаллизованных зёрен путём перемещения высокоугловых границ зёрен. Эти особенности собирательной рекристаллизация сопровождается

ются снижением пределов прочности σ_B и текучести $\sigma_{0,2}$, твёрдости и повышением величины показателя пластичности δ до исходных значений свойств (рис. 2.2). Одновременно плотность дислокаций снижается с величины $\rho = 10^{11}$ – 10^{12} см/см³ до величины $\rho = 10^6$ – 10^8 см/см³ [2].

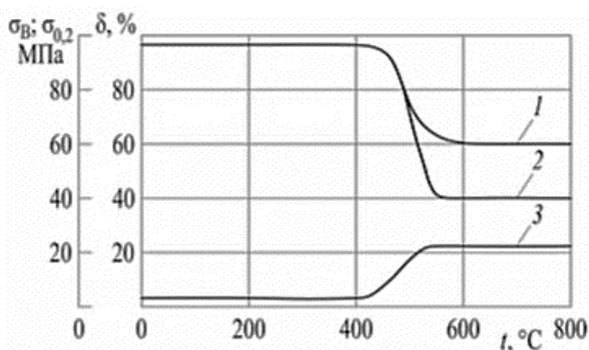


Рис. 2.2 – Зависимость механических свойств от температуры отжига холоднореформированного железа:
1 – σ_B ; 2 – $\sigma_{0,2}$; 3 – δ

2.1.1.2. Низкий отжиг

Низкий отжиг (рекристаллизация) позволяет [11]:

- снять внутренние напряжения, которые во многих случаях сохраняются в металле отливок и изделий;
- снизить наклёп металле, являющийся следствием влияния как холодной, так и горячей деформации;
- ликвидировать негативные последствия неравномерного охлаждения сварных конструкций посредством повышения пластичности и прочности швов;
- придать однородность микроструктуре продукции цветной металлургии;

– сфероидизировать пластинчатый перлит путём придания ему зернистой формы.

Причиной возникновения внутренних остаточных макронапряжений является неодинаковая деформация и др. Различают термические внутренние напряжения, которые возникают в результате термического сжатия или расширения, и фазовые (структурные) внутренние напряжения как результат фазовых превращений при наличии в изделии градиента температур.

Остаточные макронапряжения вызывают искажение геометрической формы (коробление и др.), изменение размеров изделия во время его обработки, эксплуатации, хранения на складе.

Низкий отжиг продукции производится на 50–100 °С ниже критической точки A_{C1} (см. рис. 1.11). При этом устраниваются незначительные внутренние изменения в металле отливок и изделий. Весь технологический процесс занимает 1–1,5 часа. Примерные значения температурных интервалов низкого отжига для некоторых материалов следующие [12]:

- углеродистая сталь и медные сплавы – 600–700 °С;
- никелевые сплавы – 800–1200 °С;
- алюминиевые сплавы – 300–450 °С.

Охлаждение производится на воздухе.

Низкому отжигу для уменьшения остаточных напряжений подвергают малоответственные отливки общего назначения, механические свойства которых не нормиру-

ются. Большинство отливок небольшой массы проходят только одноразовую фазовую перекристаллизацию [9].

В индивидуальном и серийном производстве для термической обработки отливок используют обычно камерные печи периодического действия. Для проведения отжига крупных корпусных стальных отливок рекомендуются печи с выдвижным подом.

2.1.2. Отжиг 2-го рода

2.1.2.1. Диффузионный отжиг

Диффузионный отжиг (гомогенизацию) применяют для устранения химической неоднородности, возникающей при кристаллизации металла. Такой вид термической обработки проводится для устранения результатов внутрикристаллитной ликвации дендритного типа (рис. 2.3).

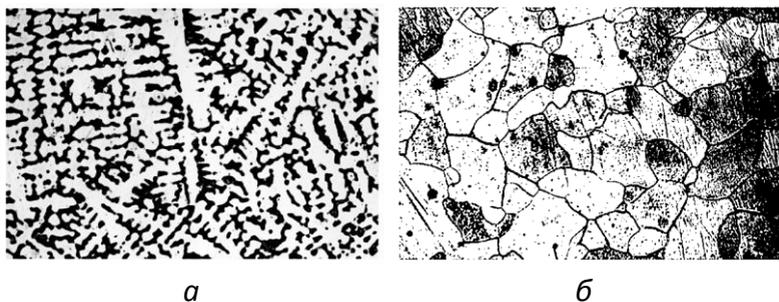


Рис. 2.3 – Микроструктура ускоренно охлажденного сплава системы Cu – Ni с 30 % Ni [13] до (а) и после гомогенизации

Диффузионному отжигу подвергается легированная сталь, в которой показатели вязкости и пластичности могут снижаться именно из-за внутрикристаллической либо ден-

дритной ликвации. Это приводит к образованию в стальных слитках флокенов, слоистого или хрупкого излома. Гомогенизирующий отжиг, как правило, не используется для углеродистых сталей (дендритная ликвация в них вследствие «оперативной» диффузии углерода при обработке давлением исчезает сама).

Цель диффузионной обработки литого металла состоит в том, чтобы добиться его равновесной структуры, а также улучшения механических характеристик и однородности свойств по всему объему готовополуфабрикатов или готовой продукции (изделий).

При гомогенизирующем отжиге, кроме устранения результатов внутрикристаллитной ликвации дендритного типа, наблюдаются следующие процессы [10]:

- избыточные фазы растворяются;
- химический состав выравнивается;
- из твёрдого пересыщенного раствора происходит выделение фаз;
- возникновение пор и их рост;
- увеличение размеров зерна.

Описываемый вид термообработки предполагает длительную выдержку металла при температурах существенно выше критических (не менее 1000–1200 °С). На первом этапе нагрева отмечается растворение тройной и четверной эвтектики (при постоянном давлении неинвариантная точка в жидком растворе), затем происходит нагрев до двойной эвтектики, а на последней стадии – до температуры солидуса (диаграммная линия, на которой полностью

исчезают капли расплава), являющегося метастабильным. При этом важно, чтобы металл не пережигался (границы зёрен не должны окисляться) и не перегревался, т.к. это чревато чрезмерным увеличением размеров зёрен.

Нагрев слитков или отливок из углеродистых сталей осуществляют до температур 1000–1100 °С, а легированных – до 1100–1200 °С, при которых наиболее интенсивно протекают диффузионные процессы и ещё нет опасности пережога (оплавления границ зёрен). Выдержка при диффузионном отжиге обычно не превышает 20 ч, после чего металл охлаждают вместе с печью примерно до 800 °С, затем выдают на воздух.

В результате диффузионного отжига металл приобретает крупное зерно, а в ряде случаев видманштеттову структуру, имеющую характерную направленность ферритной составляющей (рис. 2.4). В случае осуществления последующей пластической деформации устраняются оба дефекта. Для отливок обычно необходим дополнительно полный отжиг.



Рис. 2.4 – Видманштеттова структура

2.1.2.2. Полный отжиг

Полный отжиг (фазовая перекристаллизация) применяется для измельчения зерна, устранения видманштеттовой структуры, снижения твёрдости и прочности, что облегчает обработку резанием.

Полный отжиг используют только для доэвтектоидных сталей. Он состоит в нагреве металла на 30–50 °С выше критической точки A_{c3} (см. рис. 1.11 и рис. 2.1). При этом исходная крупнозернистая структура превращается в аустенит. Ограничение температуры нагрева связано с ограничением роста зерна. После выдержки, обеспечивающей полную перекристаллизацию (рис. 2.5, [23]), металл медленно охлаждают (со скоростью 100–200 °С/ч для углеродистых сталей и 30–100 °С/ч – для легированных).

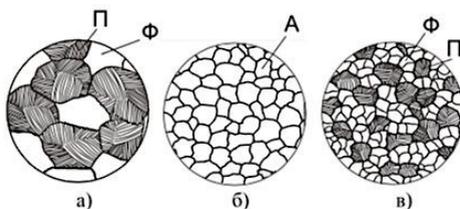


Рис. 2.5 – Схема изменения структуры доэвтектоидной стали при полном отжиге:
а) исходная – феррит (Ф) и перлит (П); б) после нагрева – аустенит (А); в) после медленного охлаждения (феррит и перлит)

2.1.2.3. Неполный отжиг

Для заэвтектоидных сталей главным образом применяют неполный отжиг, который отличается от полного тем, что сталь нагревают до более низкой температуры (выше A_{c1} , но ниже A_{c3} или A_{cm} , см. рис. 1.11 и рис. 2.1). Для до-

эвтектоидных сталей этот вид отжига применяют редко, в основном для улучшения обрабатываемости резанием. Неполный отжиг доэвтектоидных сталей применяют вместо полного, если не требуется измельчение зерна. При нагреве происходит частичная перекристаллизация стали: П переходит в А, а избыточный Ф лишь частично превращается в А. Такой отжиг применяется после правильно выполненной горячей обработки давлением, которая не привела к укрупнению зерна, при этом не требуется исправления всей структуры заготовки, а необходимо лишь снизить твердость и повысить пластичность.

Заэвтектоидные стали подвергают только неполному отжигу. Нагрев выше температуры A_{c1} (преимущественно на 10–30 °С) вызывает практически полную перекристаллизацию. Неполный отжиг заэвтектоидных сталей проводится для получения структуры зернистого перлита вместо обычной пластинчатой. Такой отжиг, смягчающий по своей сути, называется поэтому сфероидизирующим (рис. 2.6).

Сфероидизирующему отжигу подвергают углеродистые и легированные инструментальные и подшипниковые стали для улучшения обрабатываемости резанием и подготовки структуры к закалке, а также горячекатаный лист и ленту перед холодной прокаткой или штамповкой.

Зернистый перлит обычно получают путем нагрева заэвтектоидной стали немного выше температуры A_{c1} и последующего медленного охлаждения или изотермической выдержки при температуре ниже A_{c1} (650–680 °С). Иногда нагрев и охлаждение вблизи температуры A_{c1} про-

водят многократно. Такой отжиг называют циклическим. Частицы цементита, не растворившиеся при нагреве, служат центрами кристаллизации для цементита, выделяющегося при последующем охлаждении ниже температуры A_1 , и принимают зернистую форму.

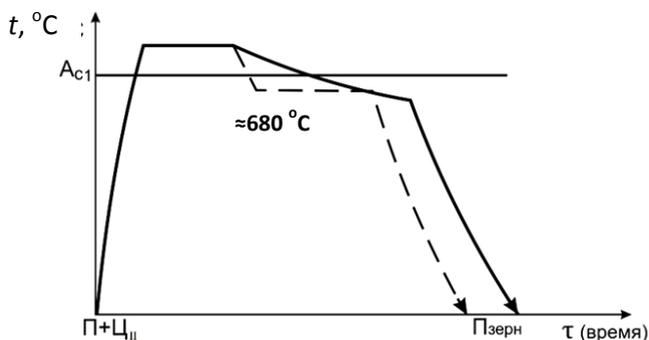


Рис. 2.6 – Схема сфероидизирующего отжига

Конечная структура стали зависит температуры сфероидизирующего отжига, времени выдержки и охлаждения в печи. Чем меньше скорость охлаждения, тем до больших размеров возрастают глобулы карбидов при распаде аустенита. Более мелкозернистый перлит обладает повышенной твёрдостью.

Сталь с зернистым перлитом имеет более низкие значения твёрдости и прочности и более высокую пластичность по сравнению с пластинчатым перлитом, что улучшает ее обрабатываемость резанием. Кроме того, такая структура менее склонна к перегреву, короблению и образованию трещин при закалке.

Если вторичный цементит в исходной стали находился в виде сетки, что является дефектом, то перед этим от-

жигом необходимо провести *нормализацию* с нагревом выше температуры $A_{сm}$ для растворения цементитной сетки с последующим охлаждением на воздухе для предотвращения выделения цементита по границам зёрен.

Нормализация заключается в нагреве доэвтектоидной стали до температуры на 40–50 °С выше $A_{с3}$, заэвтектоидной – на 40–50 °С выше $A_{сm}$; выдержке и охлаждении на воздухе (см. рис. 2.1). Нормализация вызывает полную перекристаллизацию стали и устраняет крупнозернистую структуру, полученную на предыдущей обработке (литье, ковке, прокатке). Более быстрое охлаждение на воздухе по сравнению с охлаждением в печи приводит к распаду аустенита при более низких температурах, повышая дисперсность феррито-цементитной смеси (вместо перлита образуется пластинчатый сорбит). Поэтому показатели прочности и твёрдость нормализованной средне- и высокоуглеродистой стали на 10–15 % выше в сравнении с прочностью и твёрдостью стали, отожженной при достаточно высокой пластичности.

Структура сталей после нормализации сильно зависит от химического состава. Причем в заэвтектоидных сталях подавляется выделение цементита по границам зёрен.

2.1.2.4. Изотермический отжиг

Для улучшения обрабатываемости конструкционных сталей применяют изотермический отжиг. Для инструментальных сталей он ещё готовит структуру к закалке.

При изотермическом отжиге доэвтектоидные стали нагревают на 30–50 °С выше A_{c3} (см. рис. 1.11), а заэвтектоидные выше A_{c1} , затем осуществляют перенос в печь с температурой ниже A_1 (обычно 660–680 °С), выдерживают при этой температуре до завершения превращения аустенита, после чего охлаждают на воздухе (рис. 2.7).

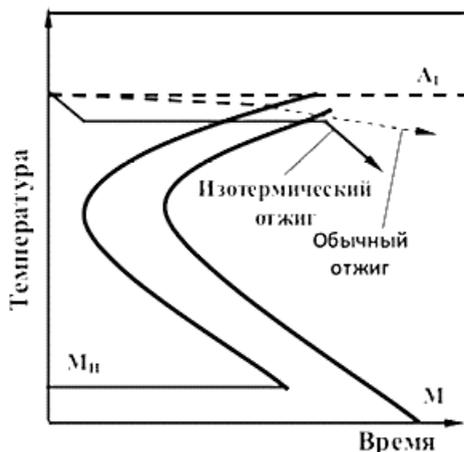


Рис. 2.7 – Схема изотермического отжига

Изотермический отжиг заэвтектоидных сталей позволяет получить структуру зернистого перлита, а в конструкционных сталях – более однородную ферритно-перлитную структуру.

Изотермический отжиг проводится для легированных сталей и состоит в нагреве выше линии A_{c3} , быстром охлаждении до температуры ниже точки A_1 на 100–150 °С (чаще 620–660 °С), изотермической выдержке в течение 3–6 часов, необходимой для полного распада аустенита, и последующем охлаждении на воздухе (рис. 2.8).

Изотермический отжиг позволяет значительно сократить длительность процесса перекристаллизации, особенно для легированных сталей, которые для требуемого снижения твёрдости приходится охлаждать очень медленно при полном отжиге.

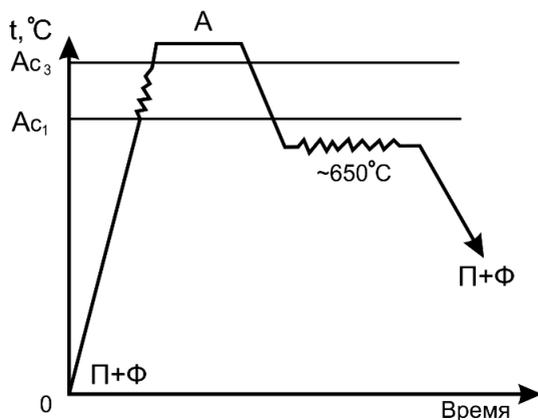


Рис. 2.8 – Схема изотермического отжига

Чаще всего изотермическому отжигу подвергают поковки и сортовой прокат небольших размеров, изготовленный из легированных марок стали.

Для пружинной среднеуглеродистой стали с содержанием углерода $0,6-0,9\%$ применяют специализированную изотермическую обработку – патентирование. Этот процесс служит для подготовки проволоки к многостадийному обжатию во время холодного волочения [14].

Первый этап патентирования – нагрев заготовок до температур, при которых осуществляется полная аустенизация структуры (примерно 900°C); второй – погружение в соли с температурами в интервале $450-600^\circ\text{C}$. образо-

вавшиеся после такой обработки структуры сорбита или тонкопластинчатого троостита обеспечивают возможность значительных обжатий при протяжке; отсутствие обрывов при холодных деформациях; высокую прочность после финишного волочения.

2.2. Закалка металлов и сплавов

Закалка стали и сплавов цветных металлов делает их тверже, прочнее. Иногда данный вид термообработки проводят для измельчения зерна, выравнивания структуры. Закалка металлов и сплавов – один из основных видов термообработки изделий в машиностроении.

Суть любой закалки изделий из железоуглеродистых сплавов состоит в превращении аустенита (А) в мартенсит (М) (рис. 2.9), реже – в нижний бейнит (Б) и троостит (Т).

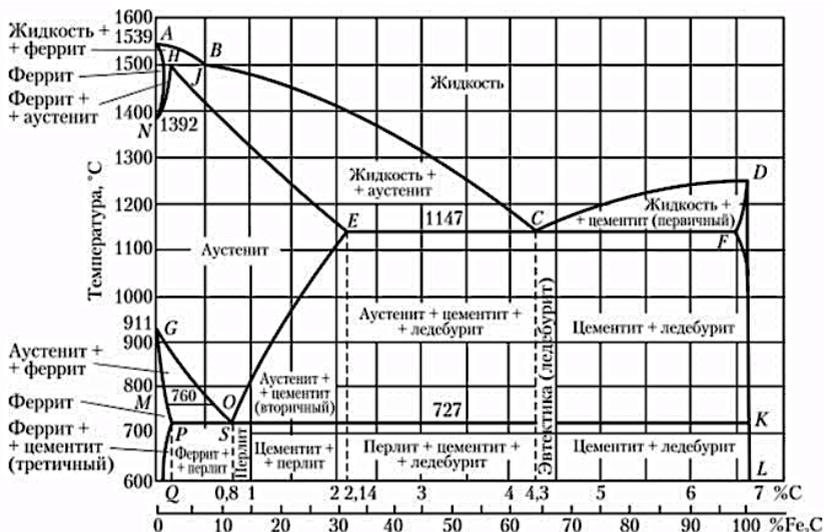


Рис. 2.9 – Диаграмма «железо – углерод»

В зависимости от температурного режима закалка может быть полной или неполной (рис. 2.10) [15].

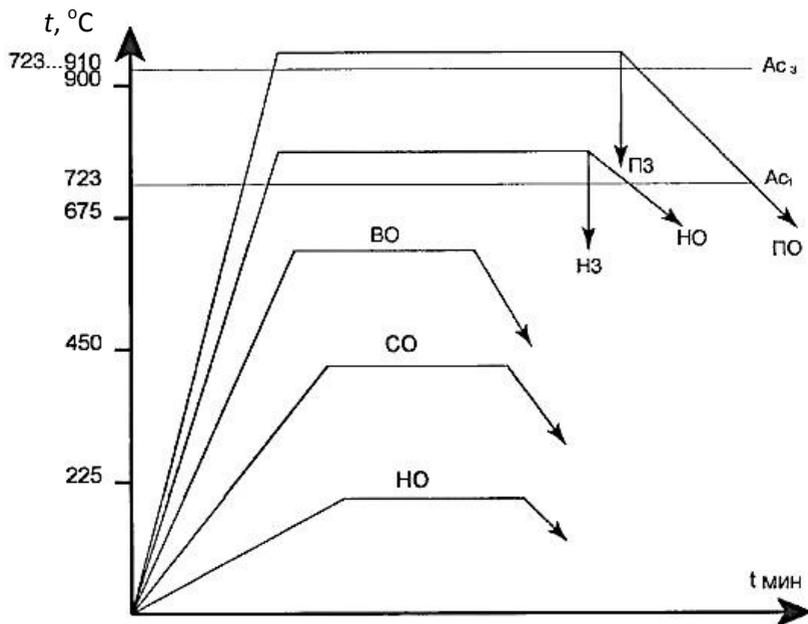


Рис. 2.10 – Режимы термической обработки металлов и сплавов:

ПЗ и ПО – полная закалка и отпуск; НЗ и НО – неполная закалка и отпуск; ВО, СО и НО – высокий, средний и низкий отпуск соответственно

Основными параметрами для закалки являются температура нагрева и скорость охлаждения изделий. Они полностью зависят от марки стали – содержания углерода и легирующих веществ.

Закалка применяется в сочетании с отпуском для повышения твёрдости, прочности и износостойчивости стали. Материал, подвергшийся закалке приобретает большую твёрдость, но становится хрупким, менее пластичным

и вязким. Для снижения хрупкости и увеличения пластичности и вязкости, после закалки с полиморфным превращением применяют отпуск. При отпуске имеет место некоторое снижение твёрдости и прочности материала. После закалки без полиморфного превращения применяют старение.

Закалка неполная – термическая обработка с нагревом до температур T_H на 30–50 °С выше критической температуры A_1 (рис. 2.11), но ниже A_3 и A_m :

$$T_H = A_1 + (30-50) \text{ } ^\circ\text{C}.$$

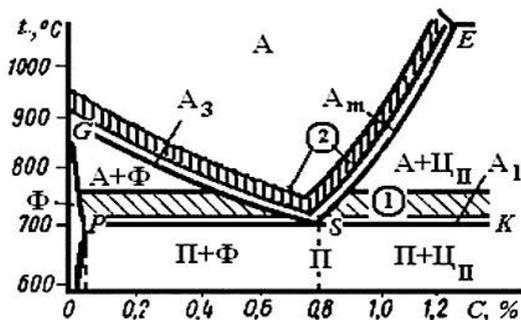
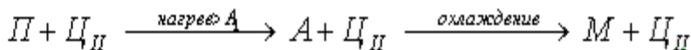


Рис. 2.11 – Области нагрева стали перед закалкой

Применяется для заэвтектоидных сталей. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



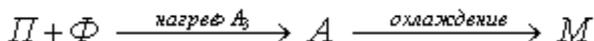
После охлаждения в структуре остается вторичный цементит Π_{II} , который повышает твёрдость и износостойкость режущего инструмента.

Неполная закалка доэвтектоидных сталей недопустима, т.к. в структуре остается мягкий феррит (Φ).

Закалка полная – термическая обработка с нагревом до температур T_H на 30–50 °С выше критической температуры (критических точек) A_3 и A_m (см. рис. 2.11):

$$T_H = A_{C_3} + (30-50) \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Применяют ее для доэвтектоидных сталей. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



После полной закалки заэвтектоидных сталей получают дефектную структуру грубоигольчатого мартенсита. Заэвтектоидные стали перед закалкой обязательно подвергают отжигу – сфероидизации, чтобы цементит имел зернистую форму.

Путём изменения режима термической обработки удается получать у металла различные физико-механические свойства. Для получения требуемой структуры изделия охлаждают с различной скоростью, которая в большой степени определяется охлаждающей средой, формой изделия и теплопроводностью стали. Наиболее часто в качестве закалочных сред применяются вода (600 °С/с), масло (150 °С/с), растворы солей и щелочей (до 1000 °С/с). Режим охлаждения должен исключить возникновение больших закалочных напряжений. При высоких скоростях охлаждения при закалке возникают внутренние напряжения, которые могут привести к короблению и растрескиванию.

В зависимости от того, какой охладитель используется в окончательном процессе обработки, закалка металла имеет несколько разновидностей:

– Одна охлаждающая среда. Деталь после разогрева погружают в охлаждающую жидкость до полного её остывания.

– Закалка прерывистая. Проводится в двух (как минимум) средах – в первичной среде металл подвергается быстрому охлаждению (как правило, это вода), а затем переносится во вторую жидкую среду (масло) и оставляется до полного остывания.

– Струйчатая закалка металлов. Металлическую закаливаемую поверхность просто сбрызгивают некоторым количеством воды. Этот способ наиболее привычен для работ при закаливании индукторов, когда необходимо произвести закалку части изделия.

– Закалка изотермическая. Деталь погружают в охлаждающую жидкость и выдерживают до тех пор, пока не начнет образовываться аустенит.

– Ступенчатая закалка. Выполняется для определенных марок стали, металл при этом охлаждается очень медленно, постепенно приобретая температуру охлаждающей среды.

По глубине обработки закалка изделий подразделяется на два вида: объемная и поверхностная.

В основном в машиностроении применяется объёмная закалка, когда изделие (деталь) прогревается на всю глубину. В результате резкого охлаждения, после завер-

шения термообработки твёрдость внутри и снаружи отличается всего на несколько единиц. Поверхностная закалка применяется для деталей, которые должны быть твёрдые сверху и пластичные внутри. Индуктор прогревает сталь на глубину 3–20 мм. Сразу за ним расположен спрейер, поливающий горячий металл водой.

Закалка как вид термической обработки имеет две разновидности: закалка без полиморфного фазового превращения и закалка с полиморфным фазовым превращением.

2.2.1. Закалка без полиморфного фазового превращения

Закалка без полиморфного превращения или истинная закалка чаще всего применяется при термообработке цветных сплавов (пример БрБ2, Д16, АЛ8 и др.), реже для легированных сталей с определенным химическим составом и определенной применяемостью (X18H9). Смысл данного вида термообработки сводится к фиксации твёрдого раствора, перенасыщенного частицами второй фазы, при помощи быстрого охлаждения сплава с температуры закалки. Это делается для последующего старения подвергаемого закалке сплава – выделения частиц той самой второй фазы, с целью получения определенного комплекса прочностных свойств [16].

При нагреве под закалку без полиморфного превращения сплава 1 (рис. 2.12), после достижения некоторой температуры T_0 β -твёрдый раствор полностью растворяется в α -твёрдом растворе. Далее, после нагрева до темпе-

ратуры закалки и после небольшой выдержки при этой температуре, осуществляется быстрое охлаждение сплава, которое фиксирует однофазный пересыщенный α -твердый раствор. Данное состояние сплава существует при комнатной температуре, а изменяется лишь после искусственного или естественного старения, когда из сплава выделяется вторая фаза.

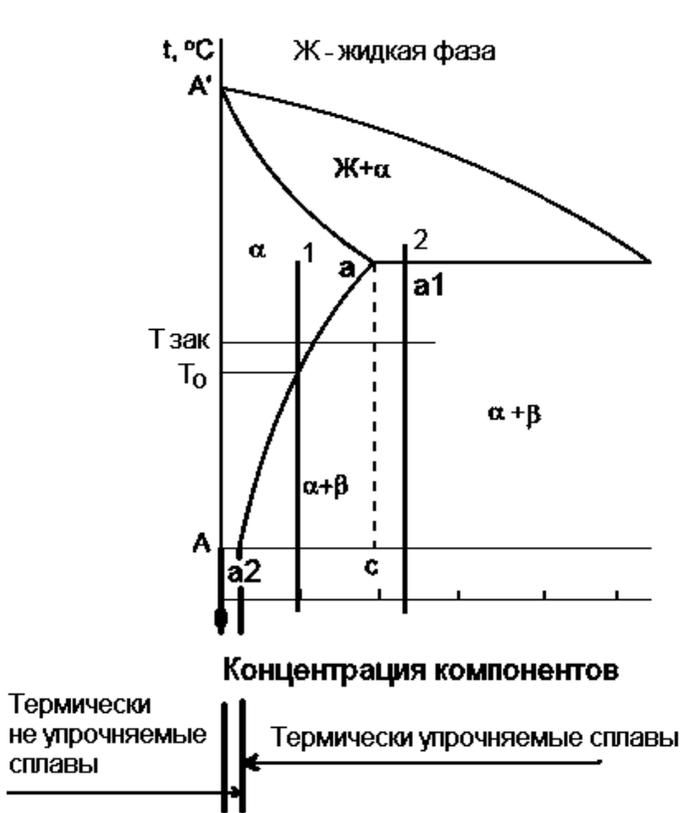


Рис. 2.12 – Диаграмма состояния сплавов, упрочняемых термической обработкой

Но не все сплавы после закалки без полиморфного превращения имеют структуру однофазного твёрдого раствора. Например, сплав 2, вплоть до температур эвтектического превращения, имеет в своей структуре α - и β -твёрдые растворы. При закалке этого сплава с температуры $T_{зак}$ данная структура зафиксирована и при комнатной температуре будет иметь тот же состав: пересыщенный α -твёрдый раствор и нерастворенная β -фаза.

Закалке без полиморфного превращения могут подвергаться все сплавы с концентрацией компонентов правее точки a_2 . Это так называемые термически упрочняемые сплавы (ТУ). Это определение чаще всего используют, когда говорят о термической обработке цветных сплавов. Также на диаграмме присутствует область сплавов с концентрацией компонентов $A-a_2$. Эти сплавы при всех концентрациях на участке $A-a_2$ и всех температурах до появления жидкости имеют структуру однофазного α -твёрдого раствора. Соответственно, у них отсутствует вторая фаза, которая вызывает упрочнение при старении. Такие сплавы называются термически не упрочняемыми (ТНУ).

При закалке без полиморфного превращения не всегда происходит упрочнение сплава, как например, при закалке классических конструкционных сталей типа 40X. В зависимости от химического состава при закалке сплавы могут вести себя по-разному. Например, в известном конструкционном сплаве БрБ2 после закалки снижается прочность и повышается пластичность. Такое поведение механических свойств удобно использовать на практике. Так,

некоторые операции формообразования изделий проводятся между операциями закалки без полиморфного фазового превращения и старения цветных сплавов. Также некоторые сплавы в сравнении с равновесным состоянием, после закалки без полиморфного фазового превращения могут незначительно повышать прочность, но понижать пластичность.

Большинство режимов закалки цветных сплавов отработаны на практике, а закалочные температуры прописаны в соответствующих стандартах (ГОСТах, ОСТах). При выборе температуры закалки из однофазного состояния, температура должны быть выше линии растворимости β -твердого раствора (линия $a-a_2$), но ниже температуры появления жидкости (линия $a-A'$). Температура закалки сплавов с избыточной фазой также должна выбираться с учетом требуемых конечных механических свойств и с учетом требуемого количества избыточной фазы.

В качестве закалочных сред чаще всего используются вода с разной температурой или полимеры для цветных сплавов и масло, вода или полимеры для сталей.

Закалка без полиморфного фазового превращения в некоторых случаях является окончательной термической обработкой, обеспечивающей повышенную пластичность. Для ряда сплавов эту закалку применяют с целью снижения твёрдости вместо отжига перед холодной деформацией. В основном закалка без полиморфного фазового превращения в качестве начальной операции термической

обработки применяется для сплавов, упрочняемых закалкой и старением.

2.2.2. Закалка с полиморфным фазовым превращением

Закалка с полиморфным фазовым превращением может быть применена к тем материалам, в которых при охлаждении изменяется кристаллическая решётка. Наиболее подробно эта закалка исследовалась для сплавов системы «железо – углерод» (см. рис. 2.9) [2].

Мартенситное превращение. Суть закалки с полиморфным фазовым превращением изделий из железоуглеродистых сплавов – превращение аустенита в мартенсит, реже – в нижний бейнит и троостит. Мартенситное превращение происходит при пониженных температурах в определенном интервале между верхней мартенситной линией M_H и нижней мартенситной линией M_K . При этих температурах диффузия атомов углерода и железа не происходит. Температуры M_H и M_K снижаются с повышением содержания углерода в стали (рис. 2.13).

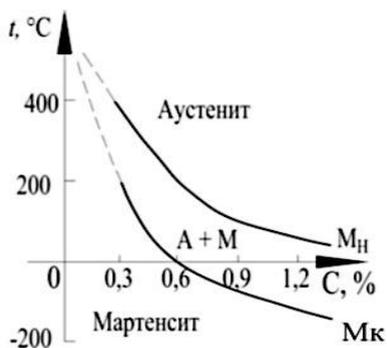


Рис. 2.13 – Зависимость положения линий M_H и M_K от содержания углерода в стали

У сталей с содержанием углерода $C > 0,6\%$ линия M_k находится ниже $0\text{ }^\circ\text{C}$. При охлаждении в воде комнатной температуры $t = 20\text{ }^\circ\text{C}$ в таких сталях мартенситное превращение $A \rightarrow M$ до завершения не происходит. Структура этих сталей после закалки состоит из мартенсита и остаточного аустенита ($M + A_{ост}$).

В условиях отсутствия диффузии атомов железа и углерода мартенситное превращение происходит путём направленного ориентированного сдвига, смещения не отдельных атомов, а целых групп атомов железа в определенном направлении относительно кристаллической решетки аустенита. Характерно, что смещение атомов железа происходит на малые расстояния, меньшие, чем расстояния между атомами железа. Соседние атомы для любого атома в аустените остаются соседями этого же атома и в новой фазе мартенсита. Истинные траектории перемещения атомов железа при их смещении в процессе мартенситного превращения неизвестны.

Таким образом, в результате описанного превращения формируется тетрагональная кристаллическая решётка мартенсита, близкая к объёмно-центрированной решетке $\alpha\text{-Fe}$ (рис. 2.14). У мартенсита отношение $(c/a) > 1$, а у $\alpha\text{-Fe}$ $(c/a) = 1$. Вследствие отсутствия диффузии атомов углерода его концентрация в аустените и образовавшемся мартенсите одинакова. Следовательно, мартенсит, образующийся в результате бездиффузионного превращения в стали – перенасыщенный твёрдый раствор углерода в $\alpha\text{-Fe}$.

По микроструктуре мартенсит подразделяется на две разновидности, отличающиеся формой и взаимным расположением кристаллов: пакетный (реечный) и пластинчатый (игольчатый) (рис. 2.15).

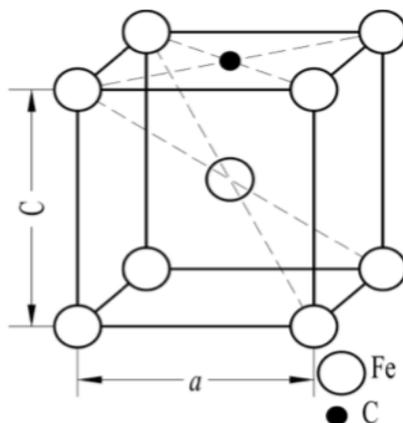


Рис. 2.14 – Кристаллическая решетка мартенсита

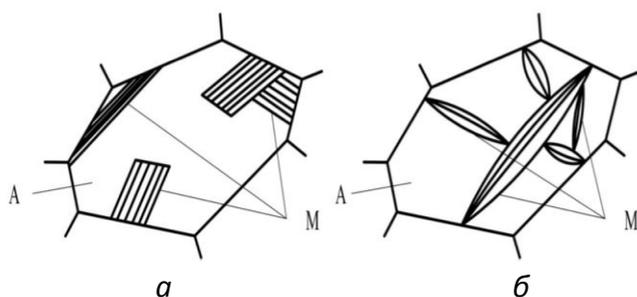


Рис. 2.15 – Схемы пакетного (а) и пластинчатого (б) мартенсита

Пластинчатый (игольчатый) мартенсит наиболее ярко выражен в закаленных высокоуглеродистых инструментальных сталях. В этом случае кристаллы мартенсита имеют форму тонких линзообразных пластин. Они могут иметь

в микроструктуре вид игл. Соседние пластины не параллельны одна другой. Длина мартенситных пластин ограничена размерами зерен аустенита и ранее образовавшимися пластинами.

Превращения аустенита в мартенсит обладают рядом особенностей, основные из которых приведены ниже:

- превращение происходит лишь при непрерывном охлаждении со скоростью не ниже критической скорости закалки для данной стали и распространяется на широкий интервал температур между линиями Мн и Мк;

- увеличение количества мартенсита происходит вследствие образования всё новых и новых кристаллов мартенсита, а не путём роста ранее образовавшихся кристаллов;

- скорость образования кристаллов мартенсита составляет порядка 1000 м/с при любых температурах, в т.ч. и ниже нуля градусов;

- образование кристаллов мартенсита прекращается при остановке охлаждения и вновь возобновляется при дальнейшем охлаждении;

- кристаллическая решётка мартенсита имеет определенную закономерную ориентировку по отношению к кристаллической решетке исходного аустенита.

Технология закалки стали основана на мартенситном превращении.

Бейнитное превращение. Особенности этого превращения обусловлены тем, что диффузия атомов железа не происходит, а диффузия атомов углерода идёт ещё дос-

таточно активно. Бейнитное превращение состоит из следующих основных процессов:

- предварительное перераспределение углерода в аустените путём диффузии и образование микрообъёмов аустенита, обогащённых и обеднённых углеродом;

- бездиффузионное превращение объёмов аустенита, обеднённых углеродом, в α -раствор, перенасыщенный углеродом по мартенситному типу, и образование цементита в объёмах, обогащенных углеродом;

- распад перенасыщенного углеродом α -раствора с выделением дисперсных частиц цементита.

Последовательность процессов, происходящих при бейнитном превращении, представлен на рис. 2.16.

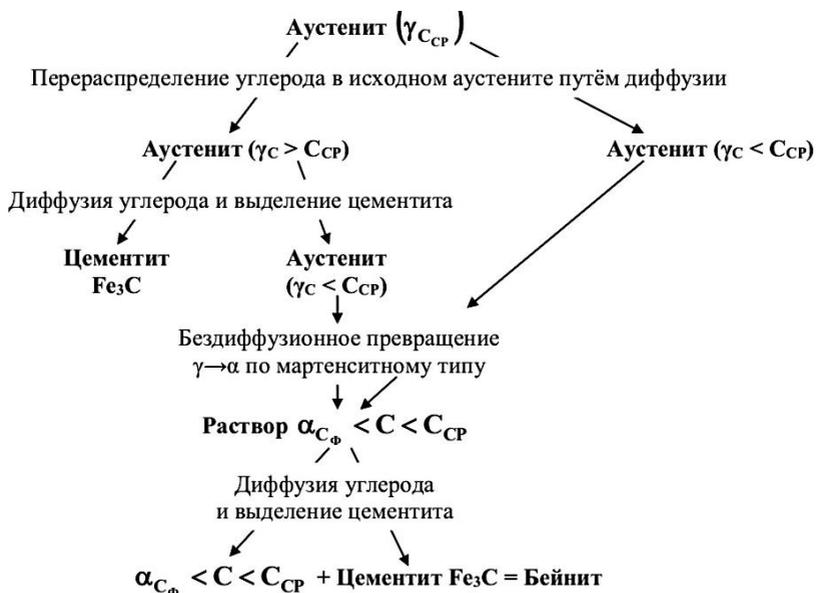


Рис. 2.16 – Схема бейнитного превращения

Таким образом, бейнит состоит из двух фаз:

- перенасыщенный твёрдый раствор углерода в α -фазе;

- карбидная фаза Fe_3C (при низких температурах может образоваться особый ϵ -карбид). Карбиды в бейните очень мелкие, и они не имеют пластинчатого строения.

По строению различают «верхний» бейнит и «нижний» бейнит, образующихся соответственно в верхней и нижней части интервала температур бейнитного превращения. «Верхний» бейнит образуется при температуре от 500 до 350 °С. Частицы карбидов расположены в виде изолированных включений между пластинами α -фазы, а также по границам и внутри пластин α -фазы.

«Нижний» бейнит образуется при более низких температурах от 350 °С до линии Мн и имеет игольчатое мартенсито-подобное строение. Мелкие включения карбидов находятся только внутри пластин α -фазы.

Бейнит имеет более высокую прочность и твёрдость, которые возрастают с понижением температуры изотермического превращения (рис. 2.17). Такие свойства объясняются высокой плотностью дислокаций, наличием дисперсных частиц карбидов. На бейнитном превращении основана технология изотермической закалки стали.

Введение в сталь легирующих элементов (хрома, никеля, молибдена и др.) увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита (за исключением кобальта). Соответственно на диаграмме С-образные кривые смещаются вправо. В легированных сталях бейнитное превращение не

идёт до конца и при изотермической закалке изделий из таких сталей формируется структура из бейнита и некоторого количества остаточного аустенита.

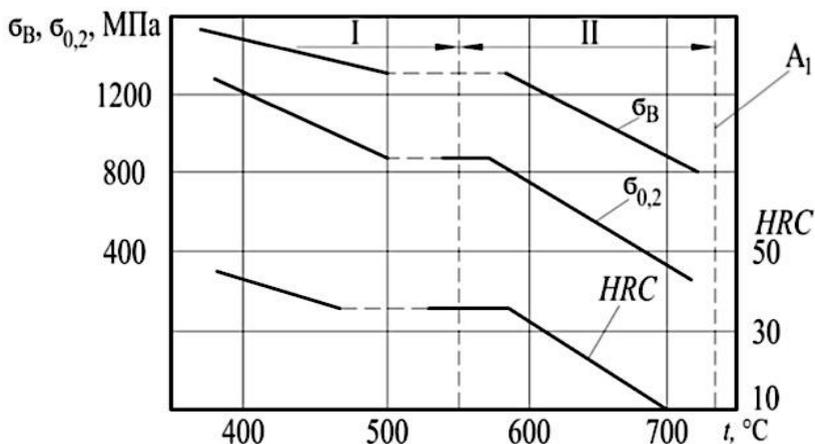


Рис. 2.17 – Зависимость механических свойств эвтектоидной стали (0,8 % C) от температуры изотермического превращения переохлаждённого аустенита. Фазовые превращения: I – бейнитное; II – перлитное [2]

2.2.3. Поверхностная закалка деталей

Термообработка закаливанием по глубине воздействия на изделие подразделяется на поверхностную и объемную (полную).

Поверхностная закалка является наиболее распространенным и наиболее простым увеличением твердости поверхностных слоев изделия, тогда как его сердцевина остается незакаленной (мягкой, вязкой) и хорошо воспринимает ударную нагрузку, что особенно важно для таких деталей машин, как шестерни.

Поверхностной закалке подвергаются детали из средне- и высокоуглеродистых конструкционных сталей и чугунов.

Поверхностную закалку проводят индукционным нагревом током высокой частоты (ТВЧ), газовым пламенем, нагревом лазерным лучом.

Закалка с индукционным нагревом. Индукционный нагрев происходит вследствие теплового действия тока, индуцируемого в изделии, помещенном в переменное магнитное поле.

Для нагрева изделие устанавливают в индуктор (соленоид), представляющий собой один или несколько витков пустотелой водоохлаждаемой медной трубки или шины (рис. 2.18).

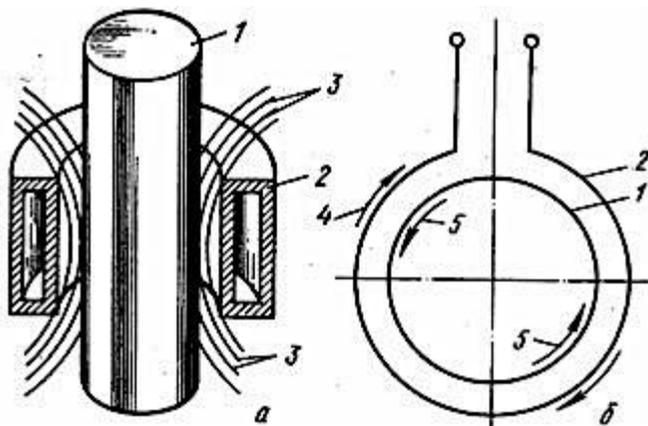


Рис. 2.18 – Схема индукционного нагрева [17]:

- 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

Переменный ток, протекая через индуктор, создает переменное магнитное поле. В результате индукции в поверхностном слое возникают вихревые точки и в слое обрабатываемого изделия происходит выделение джоулевой теплоты. Плотность индуктированного переменного тока по сечению проводника (нагреваемого изделия) неодинакова. Ток проходит в основном в поверхностном слое металла изделия.

Для закалки применяют сравнительно большую мощность (0,1–2,0 кВт/см²) и поэтому время нагрева составляет 2–50 с. Для получения слоя толщиной 1 мм оптимальная частота тока 50–60 кГц, для слоя толщиной 2 мм – 15 кГц и для слоя толщиной 4 мм – 4 кГц.

Глубина поверхностной закалки примерно равна глубине нагрева до температуры выше критической точки A_{c3} , глубинные слои детали нагреваются ниже температур критических точек A_{c3} , A_{c1} и при охлаждении не упрочняются (рис. 2.19). При необходимости повышения прочности сердцевины перед поверхностной закалкой деталь подвергают нормализации.

Выбор оптимальной толщины упрочняемого слоя определяется условиями работы детали. Если изделие работает только на износ или в условиях усталости, толщину закаленного слоя чаще принимают 1,5–3 мм, в условиях высоких контактных нагрузок и возможной перешлифовки – 4–5 мм. В случае особо больших контактных нагрузок толщина закалённого слоя достигает 10–15 мм и выше.

Обычно считают, что площадь сечения закаленного слоя должна быть не более 20 % всего сечения. Для зубчатых колёс толщина слоя составляет величину 0,2–0,28 модуля их зубьев.

После нагрева в индукторе деталь быстро перемещают в специальное охлаждающее устройство – спрейер, через отверстия которого на нагретую поверхность разбрызгивают закалочную жидкость. Иногда нагретые детали сбрасываются в закалочные баки.

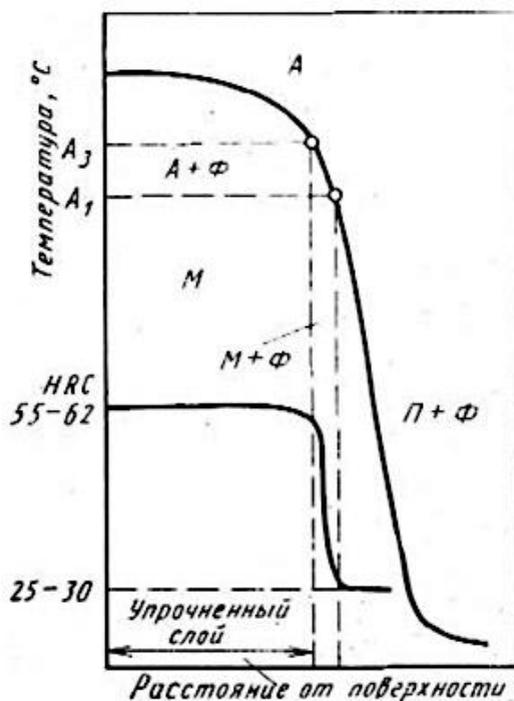


Рис. 2.19 – Распределение температуры при индукционном нагреве и твердости после закалки по сечению изделия из углеродистой стали:
 А – аустенит; Ф – феррит; М – мартенсит; П – перлит

Высокая скорость нагрева смещает фазовые превращения в область более высоких температур, поэтому температура поверхностной закалки при нагреве ТВЧ для одной и той же стали должна быть выше, чем при объемной закалке.

Наиболее целесообразно использовать этот метод для нагрева изделий из углеродистых сталей, содержащих более 0,4 % углерода. Для легированных сталей ТВЧ, как правило, не применяют, т.к. одно из их преимуществ – глубокая прокаливаемость легированных сталей – при таком методе не используется. При поверхностной закалке сильно повышается сопротивление усталостному разрушению. Предел выносливости для стали с содержанием 0,4 % углерода после нормализации составляет 150 МПа (100 %), а после поверхностной закалки – 420 МПа, т.е. повышение предела выносливости составляет 285 %, что объясняется образованием в закалённом слое остаточных напряжений сжатия (500–600 МПа).

Большинство деталей машин (оси, валы и др.) работает на изгиб и кручение, когда максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях, где сосредоточены концентраторы напряжений (рис. 2.20). При знакопеременной нагрузке трещины усталости, как правило, возникают на поверхности под влиянием растягивающих напряжений. Образующиеся на поверхности остаточные напряжения сжатия уменьшают растягивающие напряжения, возникающие от внешней нагрузки, вследствие чего по-

вышается предел выносливости, увеличивается срок службы деталей машин.

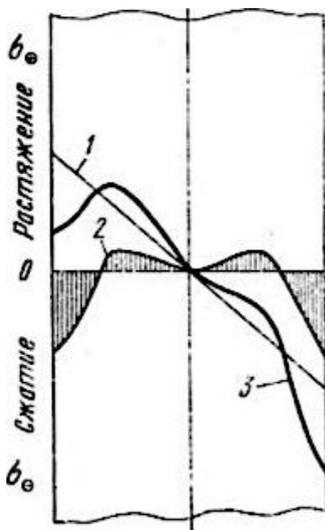


Рис. 2.20 – Схема влияния остаточных напряжений на напряжения от внешней нагрузки:
1 – напряжения от внешней нагрузки;
2 – остаточные напряжения (заштрихованные);
3 – результирующие напряжения

Преимущество метода ТВЧ – высокая производительность, отсутствие обезуглероживания и окисления поверхности детали, возможность регулирования и контроля режима термической обработки, а также полная автоматизация всего процесса.

Недостаток – высокая стоимость индукционных установок и индукторов (для каждой детали свой индуктор), поэтому этот метод экономически целесообразно использовать только при массовом производстве однотипных деталей простой формы.

Закалка с газопламенным нагревом. Этот способ закаливания применяют для крупных изделий (прокатных валков, труб, валов и т.д.). Поверхность детали нагревают газовым пламенем, имеющим температуру до 3150 °С. В качестве горючих газов применяют ацетилен, природный газ, керосин. Для нагрева используют щелевые горелки (имеющие одно отверстие в форме щели) и многопламенные.

Толщина закаленного слоя обычно 2–4 мм, а его твердость для стали с 0,45–0,50 % углерода – 50–56 HRC. Процесс газопламенной закаливания можно автоматизировать и включить в общий поток механической обработки. Для крупных деталей этот способ закаливания часто более рентабелен, чем закалка с индукционным нагревом.

Поверхностная закалка при нагреве лазером. Является одним из широко применяемых видов лазерной обработки металлов и сплавов. Она основана на локальном нагреве участка поверхности световым лучом лазера и охлаждения этого участка со сверхкритической скоростью за счет теплоотвода во внутренние слои металла. При этом не требуется применять охлаждающие среды, что существенно упрощает технологию термоупрочнения. Толщина упрочненного слоя не превышает 1,5–2,0 мм.

2.2.4. Объемная закалка металлов и сплавов

Термообработка закаливанием по глубине воздействия на изделие подразделяется на поверхностную и объемную (полную). Объемная закалка необходима в тех случаях, когда следует изменить структуру не только поверх-

ностных слоев, но и всего металла, из которого изготовлено изделие.

Качество объёмной термообработки путём закалки находится в зависимости от верного выбора режима, то есть температуры нагрева, длительности выдержки и скорости охлаждения. Температуру закалки, например, для углеродистых сталей, выбирают с использованием диаграммы состояния сплавов.

Чтобы противодействовать возникновению напряжений и трещин, нагрев производят постепенно, медленно. Время нагрева выбирают в зависимости от таких факторов, как химический состав марки стали, размеры и формы изделия. Для нагревания в соляных ваннах рекомендовано выбирать скорость в полминуты на 1 мм сечения, а для нагревания в электропечи – порядка 20 минут на 1 мм сечения. Длительность выдержки, необходимой для окончательного превращения перлита в аустенит должна относиться ко всему времени нагрева, как 1 к 4. Критическая скорость закалки – это величина скорости охлаждения, при которой в итоге получается либо мартенситная структура стали, либо мартенситная с остаточной аустенитной. Для закалки большинства сталей применяется в качестве среды охлаждения масло, а для среднеуглеродистых лучше использовать воду с температурой 18 °С.

Для термообработки используются токи высокой частоты, нагрев в печах, газопламенное нагревание. Объёмную закалку с непрерывным охлаждением используют для легированных и углеродистых сталей, причем в первом

случае охлаждения осуществляют в масле, а во втором – в воде.

В процессе закалки в стали возникают структурные и термические напряжения [29]. Возникновение термических напряжений связано с неравномерным охлаждением, а структурных – с увеличением в объеме за счет превращения одних структур (аустенитных) в другие (рис. 2.21).

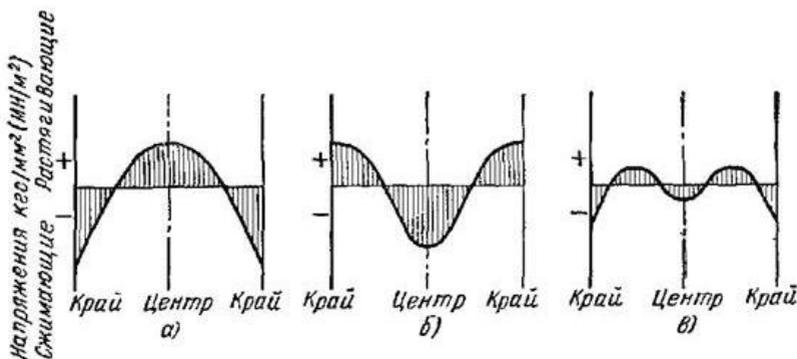


Рис. 2.21 – Напряжения при объёмной закалке (схема):
а – термические; б – структурные; в – суммарные
(по данным Д.М. Нахимова)

Наиболее вероятным для развития внутренних напряжений является период охлаждения, когда разность температур между центральной частью подвергаемого закалке изделия и его поверхностью достигает максимума (рис. 2.22). В этот период охлаждения в поверхностных слоях детали будут возникать напряжения растяжения, а в сердцевине – напряжения сжатия (рис. 2.21б). Перераспределение напряжений происходит в процессе дальнейшего охлаждения и после окончания охлаждения: при температуре до 20 °С поверхностные слои детали будут

испытывать напряжения сжатия, а сердцевина – напряжения растяжения (рис. 2.21а). В зависимости от условий охлаждения, сечения деталей, глубины закалки и других факторов происходит суммирование термических и структурных напряжений с возникновением эпюры суммарных остаточных напряжений, один из примеров которых показан на рис. 2.21в.

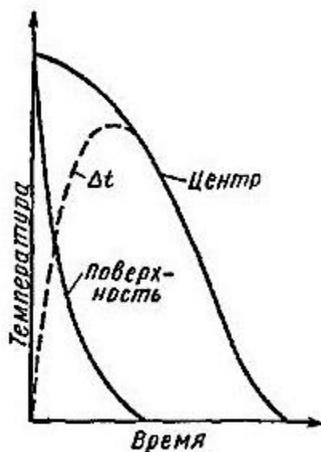


Рис. 2.22 – Изменения температуры на поверхности и в центре подвергаемом объемной закалке изделия

Структурные напряжения возникают в результате того, что превращение аустенита в мартенсит (связанное с увеличением объема) в разных местах изделия при закалке происходит неодновременно. Температура мартенситного превращения сначала достигается в поверхностных слоях, в которых появляются временные сжимающие напряжения, а затем во внутренних слоях – напряжения растяжения. Затем мартенситное превращение проникает во

внутренних слоях и знак напряжений на поверхности и в сердцевине изменяется.

Структурные напряжения опасны тем, что они возникают при появлении хрупкой структуры мартенсита. Если напряжения достигнут предела прочности, то образуются трещины. Наиболее опасными являются напряжения растяжения на поверхности, возникающие в основном вследствие структурных напряжений, которые необходимо при закалке снижать. Неверно выбранный режим закалки приводит не только к трещинам, но и к короблению, возникновению участков с меньшей твердостью, окислению и т.д.

По скорости охлаждения термическую закалку можно разделить на следующие группы (рис. 2.23):

- закалка в одном охладителе;
- закалка прерывистая в двух охлаждающих средах;
- закалка ступенчатая, снижающая напряжения, которые могут возникать в процессе закалки изделий. Объёмные структурные изменения уменьшаются вследствие присутствия большего количества остаточного аустенита и возможности самоотпуска мартенсита, что способствует эпюрным перераспределениям напряжений растяжения на поверхности изделий. Нагретую деталь опускают в масло, имеющего определенную температуру. Следом, она сама подвергается охлаждению на воздухе.

- закалка изотермическая. Охлаждение осуществляется непосредственно в воде, масле или других охлаждающих составах. Наиболее популярно охлаждение масле. Такой способ охлаждения используют для большинства

видов стали. При закалке в масле применяют масло индустриальное И12А, И20А, И50А, И30А (ГОСТ 20799–75), или трансформаторное (ГОСТ 982–80). Допускается смесь этих масел. Один раз в три месяца контролируют в масле или в смеси масел содержание воды ($< 0,1\%$), механических примесей ($< 0,15\%$), кинетическую вязкость при $50\text{ }^\circ\text{C}$ (33 сантистокса).

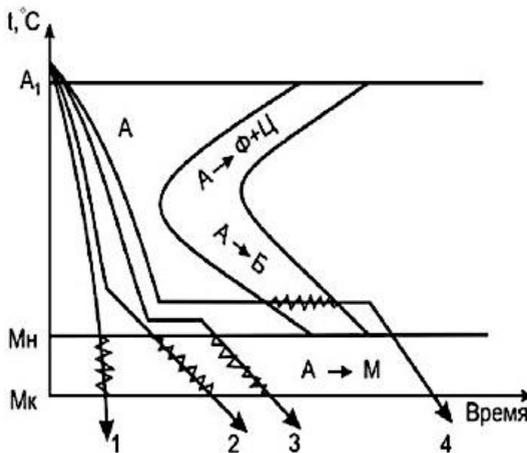


Рис. 2.23 – Закалка в одном охладителе (1), закалка прерывистой в двух охлаждающих средах (2), закалка ступенчатая (3) и закалка изотермическая (4)

При закалке сложных по форме деталей во избежание трещинообразования и сильного коробления следует использовать прерывистую закалку в двух средах или закалку с многократным кратковременным погружением в охлаждающую среду (крупные детали и некоторые штамповые инструменты) и ступенчатую закалку с промежуточной изотермической выдержкой в расплавах селитр и щелочей с температурами $200\text{--}300\text{ }^\circ\text{C}$, $400\text{--}500\text{ }^\circ\text{C}$ или рас-

плаве солей с температурой 600–650 °С в зависимости от вида диаграммы распада аустенита.

Чтобы точно не возникло никаких трещин, чтобы избежать перенапряжения, нагрев металла нельзя производить резко и быстро. Деталь нагревают медленно и постепенно, выделяя на это достаточное количество времени с учетом всевозможных особенностей процесса объемной закалки. Неправильно выбранный режим, как и неправильная технология закалки, могут привести к повреждениям или же плохому результату.

Выбор способов и режимов охлаждения соответствующим образом должен быть обоснован и проиллюстрирован наложением кривых охлаждения поверхности и центра изделия на термокинетическую или изотермическую диаграмму данной или близкой по составу типовой стали (рис. 2.24).

При этом кривая охлаждения поверхности от температуры закалки до 100 °С может быть приближенно построена по известной скорости охлаждения, а кривая охлаждения сердцевины – косвенно по соотношению действительного диаметра (толщины) подвергаемой закалке детали и критического диаметра её сечения, закаливаемого насквозь на мартенсит в данной среде. При сквозной прокаливаемости подвергаемой закалке детали (рис. 2.24, сплошные линии) кривая охлаждения сердцевины не пересекает C–образных кривых, а при несквозной прокаливаемости – пересекает эти кривые (рис. 2.24, пунктирные линии).

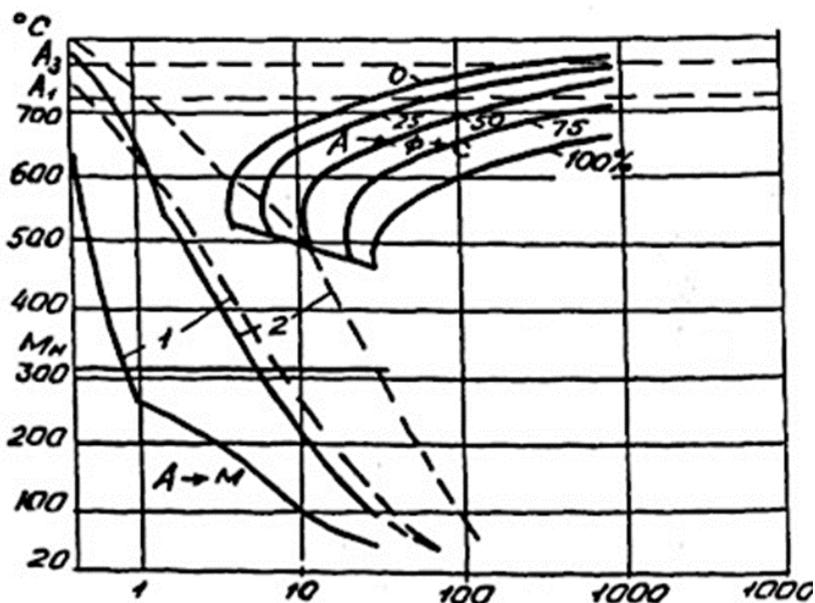


Рис. 2.24 – Кривые охлаждения поверхности (1) и оси (2) вала диаметром 30 мм, наложенные на термокинетическую диаграмму распада аустенита в стали 40Н

Недостатки объёмной закалки: коробление зубьев и необходимость последующих отделочных операций, понижение изгибной прочности при ударных нагрузках (материал приобретает хрупкость); ограничение размеров заготовок, которые могут воспринимать объёмную закалку. Последнее связано с тем, что для получения необходимой твердости при закалке скорость охлаждения не должна быть ниже критической. С увеличением размеров сечений детали скорость охлаждения падает, и если её значение будет меньше критической, то получается так называемая мягкая закалка. Мягкая закалка дает пониженную твердость.

Объёмную закалку во многих случаях заменяют поверхностными термическими и химико-термическими видами обработки, которые обеспечивают высокую поверхностную твердость (высокую контактную прочность) при сохранении вязкой сердцевины зуба (высокой изгибной прочности при ударных нагрузках). Поверхностная закалка токами высокой частоты или пламенем ацетиленовой горелки обеспечивает твердость 48–54 HRC и применима для сравнительно крупных зубьев. При малых модулях опасно прокаливание зуба насквозь, что делает зуб хрупким и сопровождается его короблением.

Для снижения коробления сложных по форме или высокоточных деталей (шестерни дифференциала автомобиля, валы – шестерни и пр.) при закалке используют так называемые закалочные штампы и специальные приспособления, в которых охлаждаемое изделие находится в фиксированном состоянии. В ряде случаев (длинные детали малой жесткости) допускается правка покоробленных деталей на прессе, которую следует производить в горячем (не полностью охлажденном) состоянии.

Требования техники безопасности при термообработке в соответствии с ГОСТ 12.3.004.75:

а) перед закалкой поверхность детали должна быть без ржавчины, следов масла и алюминия;

б) в соляную ванну загружают только сухие детали, без следов краски, графита, масел, смазки, ржавчины;

в) при термообработке в вакууме детали должны быть тщательно очищены, промыты, обезжирены.

2.3. Отпуск подвергнутых закалке металлов и сплавов

Отпуск закаленных сталей – вид термической обработки металлов и сплавов, преимущественно предварительно подвергнутых закалке с полиморфным превращением, заключающийся в нагреве металла до температур ниже критической точки A_{c1} , выдержке при заданной температуре и охлаждению на воздухе (либо ускоренному охлаждению в воде, масле и др. охлаждающих средах (для легированных сталей) с целью устранения отпускной хрупкости второго рода).

После закалки с полиморфным превращением у деталей прочностные свойства (пределы прочности, текучести, пропорциональности, упругости) и твердость достигают максимальных значений, а характеристики пластичности (относительное сужение и удлинение), вязкости (ударная вязкость, количество вязкой составляющей в изломе ударного образца) снижаются до минимального уровня, порог хладноломкости (температура перехода из вязкого в хрупкое состояние) такого металла часто находится при плюсовых температурах. В таком состоянии детали не может быть использован в узлах и механизмах автомобильного транспорта из-за опасности их хрупкого разрушения.

Цель отпуска:

1. Снижение твёрдости и повышение пластичности для облегчения обработки металлов резанием.
2. Уменьшение внутреннего напряжения, возникающего после обработки давлением (ковка, штамповка), механической обработки и т.д.

3. Снятие хрупкости и повышение сопротивляемости ударной вязкости.

4. Устранение структурной неоднородности состава материала, возникающей при затвердевании отливки в результате ликвации.

Структура закалённых сталей и сплавов метастабильна из-за сильного пересыщения матрицы углеродом и легирующими элементами, образования огромного количества дефектов кристаллической решетки (порядка 10^{10} – 10^{12} см²), состоит обычно из мартенсита или М + А_{ост} (в зависимости от концентрации в стали углерода или условий закалки), которые в процессе отпуска претерпевают распад с образованием феррито-цементитной структуры.

Отпуск производится не позднее 16 часов после закалки, а для высокопрочных сталей – 2–12 часов. Время между изотермической закалкой и отпуском – не регламентируется.

Для перевода закаленного металла из метастабильного в более стабильное состояние с приемлемым уровнем пластических и вязких свойств после закалки, снижения температуры порога хладноломкости, увеличения циклической стойкости и др. характеристик металлоизделий, используется специальная операция термической обработки металлоизделий, которая называется *отпуск*. К сплавам, имеющим пересыщенный твердый раствор после закалки без полиморфного превращения, обычно используют термин старение.

2.3.1. Старение после закалки без полиморфного превращения при охлаждении

В процессе закалки без полиморфного процессе при охлаждении получают пересыщенный твёрдый раствор α -легирующих элементов в основном компоненте конструкционного материала обрабатываемой детали. Такое состояние является термодинамически неустойчивым. Для изменения строения и свойств закалённого материала его нагревают, т.е. подвергают старению.

При проведении старения происходят процессы изменения пересыщенного твёрдого раствора с переходом в более стабильное состояние с меньшей величиной свободной энергии. Из пересыщенного α -твёрдого раствора, полученного в результате закалки в процессе старения, выделяется и β -фаза посредством [2]:

1) механизма образования и роста зародышей новой β -фазы в исходном α -твёрдом растворе;

2) спинодального распада твёрдого раствора α -твёрдого раствора, наиболее вероятного в системах с расслоением α -твёрдого раствора на два твёрдых раствора α' и α'' разной концентрации. Расслоение α -твёрдого раствора приводит к уменьшению свободной энергии.

Особенностью спинодального распада является отсутствие необходимости образования зародышей новой фазы. Такой распад происходит на поверхностях расслоения α -твёрдого раствора. В результате формируется структура с частицами фазы β в объёме твёрдого раствора α (α + дисперсные частицы β).

Спинодальный распад происходит при старении закалённых материалов Cu-Ni-Fe, Cu-Ni-Co и др.

Термодинамический анализ процессов, происходящих при старении, и особенности структурных изменений в процессе старения материалов рассмотрены в специальной литературе [18].

2.3.2. Отпуск после закалки с полиморфными превращениями при охлаждении

После закалки с полиморфными превращениями сталь в зависимости от содержания углерода получает структуру из перенасыщенного твёрдого раствора углерода в α -железе (мартенсита) или мартенсита с остаточным аустенитом $A_{ост}$. Такая структура является энергетически неустойчивой с повышенной величиной свободной энергии и при нагреве изменяется в направлении перехода к более устойчивому, близкому равновесному состоянию.

Качество отпуска стали (ОС) зависит от следующих физических параметров термической процедуры:

Температура нагрева. ОС может выполняться при температурах от 100 до 700 °С. Чем выше будет температура нагрева, тем выше лучше будет качество обработки. Объясняется эта зависимость тем, что при более высоких температурах происходит более глубокое изменение структуры кристаллической решетки, в основном за счет процессов полигонизации, рекристаллизации.

Длительность нагрева. Время ОС обычно 1–3 ч, но существуют и более длительные форматы. Все основные

процессы в материале проходят в первые 20–40 минут. Дополнительная выдержка нужна для равномерного распределения атомов углерода, железа, легирующих добавок по всей толщине материала.

Скорость охлаждения. Здесь правило предельно простое – чем медленнее будет проходить охлаждение, тем выше будет качество материала. Metallурги для этого используют различные уловки, хитрости. Главное — это помещение материала в масляную, селитровую или щелочную среду, которая замедляет остывание материала. Теоретически охлаждение можно выполнять и без применения жидкостных сред, однако скорость охлаждения будет высокой, что негативно скажется на качестве ОС.

Главный технический параметр ОС – это температура нагрева. Различают 3 типа ОС – высокий, средний и низкий (рис. 2.25).

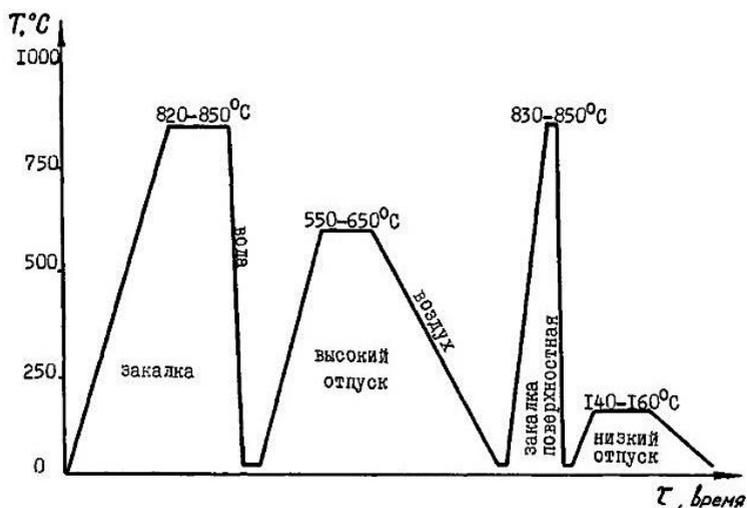


Рис. 2.25 – Режимы высокого и низкого отпуска [19]

Высокотемпературный отпуск является оптимальным средством обработки, поскольку, чем выше температура нагрева, тем более активно будет происходить рекристаллизация металла. Однако низко- и среднетемпературные способы обработки также имеют практическую пользу, которую не стоит недооценивать. Ниже мы рассмотрим каждый тип ОС по отдельности.

Высокий отпуск стали – это вариант отпускной обработки при температуре от 500 до 700 °С. Данный способ является самым эффективным, поскольку при таком нагреве происходит полигонизация и рекристаллизация материала, что позволяет устранить все напряжения внутри металла. Обычно он длится от 2 до 3 часов. В случае обработки сложных конструкций рекомендованное время может увеличиваться до 6 часов.

В ходе высокого отжига происходит процесс рекристаллизации (приводящей вещество в состояние большей термодинамической устойчивости) в сочетании со сфероидизацией цементита. Частицы цементита приобретают округлую форму размером от 0,5 до 2 мкм, приобретает структура сорбита отпуска с зернистой формой. Сорбит отпуска наделяет сталь повышенной ударной вязкостью. Легированные стали приобретают структуру зернистого перлита. Обеспечивается структурная стабильность, снимается внутреннее напряжение.

Главный недостаток высокотемпературного отпуска – это небольшое снижение прочности материала. Поэтому методика не годится для обработки деталей, которые во

время эксплуатации будут испытывать сверхвысокую нагрузку. Высокотемпературная методика распространяется на все виды стали, однако во время обработки некоторых легированных сплавов может возникнуть так называемая обратимая высокотемпературная хрупкость.

Средний отпуск обладает такой основной особенностью, как активная диффузия углерода без полигонизации и рекристаллизации сплава. В случае среднетемпературной обработки улучшается упругость материала, повышается его релаксационная стойкость. Температура отпуска стали в данном случае находится в интервале 350–500 °С. Средний срок проведения обработки обычно 2–4 ч. Оптимальная среда – маслянистая или щелочная. Средняя обработка хорошо подходит для прочных деталей сложной формы: рессор, пружин, ударных конструкций. Однако на практике данная технология используется редко, в связи с тем, что в температурном диапазоне от 250 до 300 °С находится так называемый островок хрупкости первого рода, которого следует избегать. Одновременно с этим при температуре выше 500 °С находится другой островок хрупкости второго рода (его тоже рекомендуется избегать). Сталь в состоянии отпускной хрупкости характеризуется низкой ударной вязкостью (рис. 2.26). На других механических свойствах при комнатной температуре состояние отпускной хрупкости практически не сказывается.

Низкий отпуск стали – методика обработки стального сплава или изделия, при которой нагрев осуществляется до температуры от 100 до 250 °С. Срок обработки обычно

составляет 1–3 ч в зависимости от типа детали, её габаритов. Во время низкотемпературной обработки происходит диффузия частиц углеродистых компонентов без полигонизации и рекристаллизации атомной решетки. Это позволяет повысить некоторые физические характеристики материала – прочность, пластичность, твердость, химическую инертность.

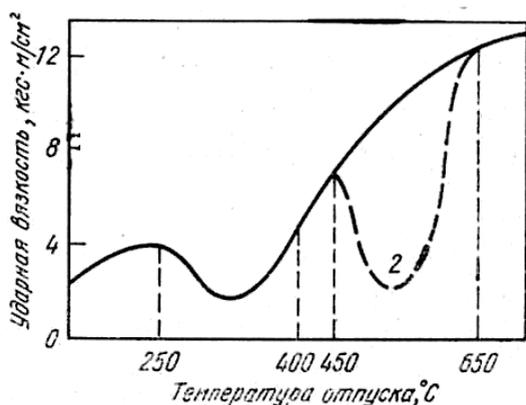


Рис. 2.26 – Схема влияния температуры отпуска на ударную вязкость стали с высокой склонностью к отпускной хрупкости[19]:

1 — быстрое охлаждение в воде или масле; 2 — медленное охлаждение на воздухе или с печью

Низкий отпуск – универсальная технология, но по факту ее применяют в основном для отпуска изделий из низколегированных и высокоуглеродистых сталей (простые детали). Также нужно избегать нагрева материала выше температуры 250 °C (иначе он попадет в островок хрупкости I-го рода, что чревато порчей металла).

Структурные преобразования в зависимости от температуры отпуска сводятся к следующим в определённой

степени одновременным изменениям (рис. 2.27): распаду мартенсита с выделением карбидов и снижением концентрации углерода в α -фазе – главному процессу при отпуске стали; карбидообразованию и распаду $A_{ост}$.

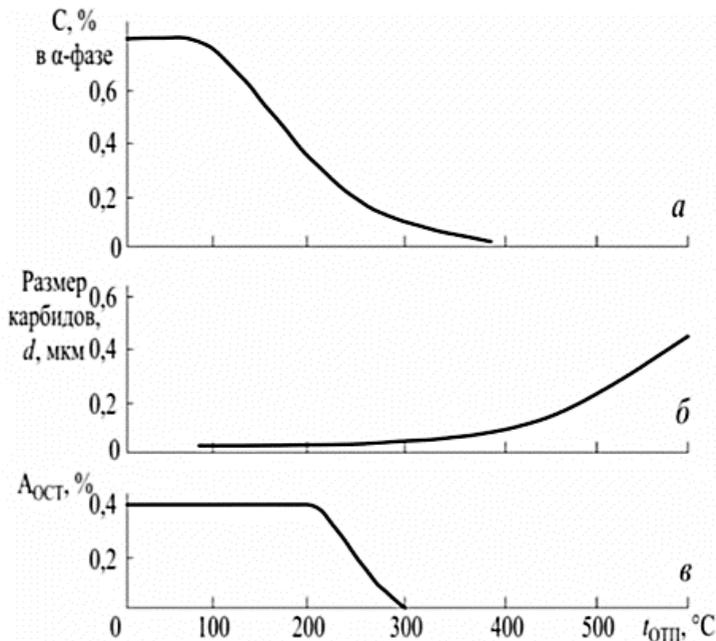


Рис. 2.27 – Схема изменений строения α -фазы (а), карбидной фазы (б) и остаточного аустенита $A_{ост}$ (в) в зависимости от температуры отпуска закаленной стали эвтектоидного состава (0,8 % углерода), имевшей микроструктуру из 92 % мартенсита и 8 % $A_{ост}$ [2]

Снижение концентрации углерода в α -фазе (мартенсите), т.е. распад мартенсита, идёт в два этапа. На первом этапе при температурах ниже 150 °C вследствие малой подвижности атомов углерода образуются равномерно распределённые карбиды. Эти карбиды имеют форму тонких

пластинок толщиной в несколько атомных слоев. Пограничные слои атомов железа принадлежат одновременно кристаллическим решёткам мартенсита и карбидов.

Из-за ограниченной подвижности атомов углерода их диффузия на значительные расстояния не происходит. В результате образуется структура из двух разновидностей перенасыщенных твердых α -растворов (мартенсита):

- α -фаза с пониженной концентрацией углерода около пластин образовавшегося карбида;

- α -фаза с повышенной концентрацией углерода в более удаленных от карбидов участках.

Две разновидности твёрдых α -растворов с разной концентрацией углерода сосуществуют длительное время из-за низкой скорости диффузии атомов углерода. Это стадия «двухфазного» распада мартенсита.

При температурах отпуска 150–300 °С скорость диффузии углерода возрастает, происходит дальнейшее выделение углерода из мартенсита и диффузионный рост кристаллов карбидов. Каждой температуре отпуска соответствует определённая концентрация углерода в перенасыщенном α -растворе. При 300 °С в твёрдом α -растворе находится $\approx 0,1\%$ С. Выше температуры 300 °С практически устраняется присущая мартенситу тетрагональность кристаллической решетки (отношение $c/a = 1$). По температуре отпуска около 400 °С заканчивается переход перенасыщенного α -твёрдого раствора (мартенсита) в феррит.

Начиная с температуры примерно в 100 °С обнаруживается особый процесс структурообразования – карби-

дообразования. Карбидообразование – это выделение метастабильного ϵ -карбида, имеющего гексагональную кристаллическую решётку. Метастабильный ϵ -карбид имеет вероятную формулу Fe_{24}C . При низких температурах ϵ -карбид выделяется в виде тонких пластин. При температурах отпуска 250–350 °С в высокоуглеродистых сталях выделяется промежуточный χ -карбид (возможная формула Fe_5C_2). В дальнейшем, особенно интенсивно при температурах 300–400 °С, происходит перестройка кристаллической решетки ϵ -карбида в более стабильный цементит Fe_3C , иногда через промежуточный χ -карбид:



Заключительной стадией процессов карбидообразования являются процессы коагуляции и сфероидизации. По мере коагуляции распределение частиц цементита по размерам изменяется в сторону возрастания крупных частиц. Геометрическая форма более крупных частиц приближается к сферической. Данные процессы наиболее интенсивно развиваются, начиная с температуры 350–400 °С. Выше 550 °С частицы цементита Fe_3C становятся сферическими.

Распад остаточного аустенита A_{OCT} , который активно происходит в интервале температур 200–300 °С, играет существенную роль в процессах отпуска высокоуглеродистых инструментальных сталей и некоторых среднеуглеродистых легированных сталей. Распад остаточного аустенита A_{OCT} происходит по бейнитному типу в нижний бейнит, а

именно в смесь фаз из перенасыщенного твёрдого α -раствора и пластин цементита:



В результате получают те же фазы, что и при отпуске закаленного мартенсита при той же температуре (смесь из перенасыщенного α -раствора и карбидов).

Отпуск при разных температурах приводит к получению следующих структур:

– при $t \approx 100\text{--}300$ °С структура отпущенного мартенсита, состоящая из перенасыщенного неоднородного по углероду α -раствора и пластинчатого ϵ -карбида;

– при $t \approx 300\text{--}450$ °С игольчатого строения структура троостита отпуска, состоящая из α -раствора и карбидов;

– при $t \approx 500\text{--}650$ °С структура сорбита отпуска из α -раствора (феррита) и сферических кристаллов Fe_3C .

Чаще всего отпуск является заключительной операцией термообработки сталей, закаленных на мартенсит, и предназначен для повышения пластичности и вязкости металла и снижения склонности к хрупкому разрушению.

Глава 3. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Термическая обработка может выполняться и в сочетании с другими воздействиями, например, с насыщением поверхностных слоев металла одним или несколькими элементами (химико-термическая обработка – ХТО, разновидность поверхностного легирования).

ХТО металлов и сплавов заключается в нагреве и выдержке изделий при высокой температуре в активных средах, в результате чего изменяются химический состав, структура и свойства поверхностных слоев изделий. В ряде случаев ХТО является единственно возможным средством получения требуемых эксплуатационных свойств не только поверхности, но и изделия в целом. Более того, она позволяет получить такое сочетание свойств упрочняемого изделия, которое другими методами получить невозможно. В результате ХТО достигается гораздо более существенное различие свойств сердцевины изделия и его поверхностных слоев, чем при других методах поверхностной обработки. Это обусловлено тем, что при механических и термических методах поверхностного упрочнения изменяется только строение приповерхностных микрообъемов, а при ХТО в результате диффузии изменяется их химический состав и структурно-фазовая структура [20].

Назначение технологии ХТО – улучшение твердости, износостойкости, коррозионной устойчивости и других эксплуатационных свойств или совокупности таких свойств у изделий из черных и цветных металлов и сплавов.

Широкое промышленное применение получили традиционные процессы насыщения поверхностных слоев металла изделий: азотирование, цементация, нитроцементация, цианирование. Цинкование, алитирование, борирование, хромирование, силицирование применяют значительно в меньшей мере. Пока еще не нашли широкого промышленного применения многокомпонентные диффузионные слои, за которыми будущее [20–21].

При реализации любого процесса ХТО изделия выдерживают определённое время при температуре насыщения в окружении активной насыщающей среды [21].

Существующие методы ХТО можно разделить на три основные группы: насыщение из твёрдой фазы (в основном, из порошковых засыпок), насыщение из жидкой фазы и насыщение из газовой (или паровой) фазы. Особо выделяют метод ХТО в ионизированных газах (ХТО в плазме тлеющего разряда). Насыщение из паст (обмазок) занимает особое положение (в зависимости от состава, консистенции обмазки и температурно-временных условий ХТО тяготеет к одному из указанных выше методов насыщения). В настоящее время активно изучают способы ХТО, реализующиеся при воздействии на поверхность концентрированными потоками энергии [21].

Физические процессы ХТО:

- диссоциация – получение насыщающего элемента в активированном атомарном состоянии;
- адсорбция – захват поверхностью изделия атомов (ионов) насыщающего элемента с реакцией хемосорбции;

– диффузия – перемещение адсорбированных атомов вглубь изделия с образованием твердых растворов, химических соединений.

В результате ХТО формируется диффузионный поверхностный слой с определенными химическим и фазовым составом, структурой и свойствами. Виды ХТО представлены на рис. 3.1.



Рис. 3.1 – Виды ХТО

Основными разновидностями химико-термической обработки являются [20]:

- цементация (насыщение поверхностного слоя углеродом);
- азотирование (насыщение поверхностного слоя азотом);
- нитроцементация или цианирование (насыщение поверхностного слоя одновременно углеродом и азотом);

- сульфатирование (насыщение серой);
- силицирование (насыщение кремнием);
- борирование (насыщение бором);
- сульфоазотирование (насыщение азотом и серой);
- диффузионная металлизация (насыщение поверхностного слоя различными металлами).

3.1. ХТО с насыщением неметаллами

Для сталей насыщение углеродом, азотом и бором имеет особое значение. Все эти неметаллы образуют растворы внедрения и диффундируют по межузельному механизму.

3.1.1. Цементация стальных изделий

Цементация – ХТО, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя изделия (детали) атомами углерода при нагреве до температуры 850–950 °С в среде, легко отдающей углерод. Более высокие температуры хотя и способствуют сокращению длительности процесса, но вызывают повышенный рост зерна.

Основная цель цементации – получение твёрдого и прочного поверхностного слоя требуемой толщины при наличии вязкой сердцевины. Обычно толщина науглероженного (цементованного) слоя составляет около 2,0 мм, но она может быть существенно больше. Цементация применяется для таких деталей машин, как оси, зубчатые колеса, подшипники, а также для деталей, подвергающихся износу и тяжело нагруженных.

Цементации подвергают стали с низким содержанием углерода (до 0,25 %). Цементация позволяет использовать стали с низким содержанием углерода для изготовления ответственных деталей с длительным сроком эксплуатации, что значительно снижает конечную стоимость.

Степень цементации – среднее содержание углерода в поверхностном слое (обычно, не более 1,2 %). Более высокое содержание углерода приводит к образованию значительных количеств цементита вторичного, сообщающего слою повышенную хрупкость.

Исходную среду для цементации принято называть карбюризатором, в качестве которого изначально использовался древесный уголь. Детали помещали в закрытый ящик вместе с карбюризатором и повышали температуру, чтобы начался процесс диффузии (рис. 3.2). Реакция атмосферного кислорода с карбюризатором обеспечивала образование атмосферы, обогащенной газом CO, что позволяло протекать процессу цементации. В XX в. для цементации сталей использовались расплавы цианистых солей. Этот метод широко применялся в промышленности, но в настоящее время от него отказались из-за высоких материальных затрат и вредности процесса. С середины XX в. начались разработки методов газовой цементации (рис. 3.3), которая в настоящее время является основным способом науглероживания поверхности. В 1980-е гг. были разработаны методы вакуумной и плазменной цементации [22].

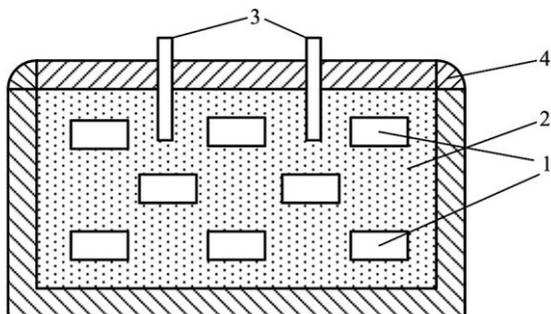


Рис. 3.2 – Схема твердой цементации деталей в ящике:
 1 – детали; 2 – карбюризатор; 3 – контрольные образцы;
 4 – огнеупорная глина

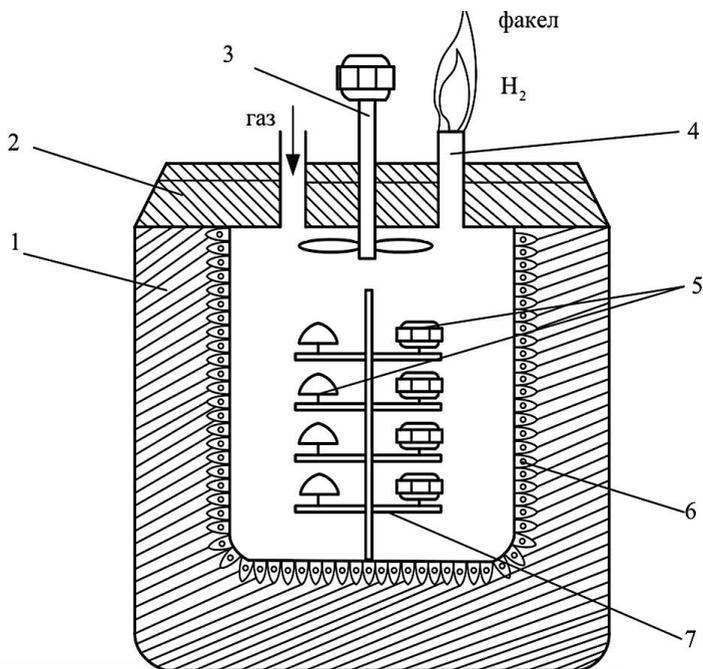


Рис. 3.3 – Схема печи газовой цементации деталей:
 1 – электрическая печь; 2 – крышка; 3 – вентилятор;
 4 – патрубок вывода водорода; 5 – детали (шаровые
 опоры и шестерни); 6 – муфель (ротора); 7 – стойка-
 крепления цементуемых деталей

Кроме вышерассмотренных видов цементации, в последние годы появились цементация из паст, вакуумная цементация, цементация в псевдосжиженном слое, ионная цементация, которые предназначены для цементации деталей сложного профиля, ответственного назначения для сокращения длительности процесса.

Жидкая цементация производится в расплавленных солях, состоящих обычно из карбонатов щелочных металлов. Эту смесь расплавляют в ванне и цементации проводят посредством погружения деталей в расплав. Процесс ведут при 850 °С в течение 0,5–3 ч, при этом глубина слоя получается в пределах 0,2–0,5 мм. Основное достоинство процесса – возможность непосредственной закалки из цементационной ванны и малые деформации обработанных изделий.

В условиях индивидуального и мелкосерийного производства некоторое применение нашла цементация из паст. В этом случае на обрабатываемую поверхность наносится обмазка, содержащая сажу (33–70 %), древесную пыль (20–60 %), жёлтую кровяную соль (5–20 %) и другие компоненты. В качестве связующих материалов используют органические, органоминеральные и неорганические клеи. Толщина обмазки должна быть в 6–8 раз больше требуемой толщины цементованного слоя.

Микроструктура поверхностного цементованного слоя стали, содержащей в исходной состоянии 0,15 % углерода, после цементации без дополнительной термической обработки (охлаждение после цементации было

медленным) состоит из перлита (П) и сетки цементита C_{II} (рис. 3.4). По мере удаления от поверхности к сердцевине количество П непрерывно уменьшается и ближе к центру подвергаемой цементации детали исходная структура стали состоит из Ф и незначительного количества П.

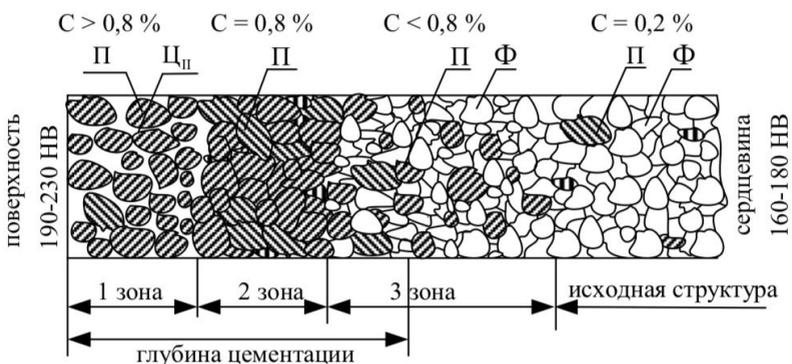


Рис. 3.4 – Микроструктура цементованного слоя:
 1 – зона заэвтектоидной стали; 2 – зона эвтектоидной стали; 3 – зона доэвтектоидной стали; 4 – зона с исходной структурой

В результате цементации достигается только выгодное распределение углерода по сечению. Окончательно формирует свойства цементованной детали последующая термообработка. Все изделия подвергают закалке с низким отпуском с достижением высокой твёрдости только в насыщенном поверхностном слое и сохраняют при этом вязкую сердцевину со сравнительно невысокой твёрдостью. Поскольку содержание углерода в поверхностном слое повышенное, то показатели твердости (60–62 HRC) и износостойкости высокие. Графики различных комплексов

термической обработки после цементации деталей представлены на рис. 3.5–3.7.

Менее ответственные детали подвергают закалке непосредственно с цементационного нагрева с последующим низким отпуском (рис. 3.5).

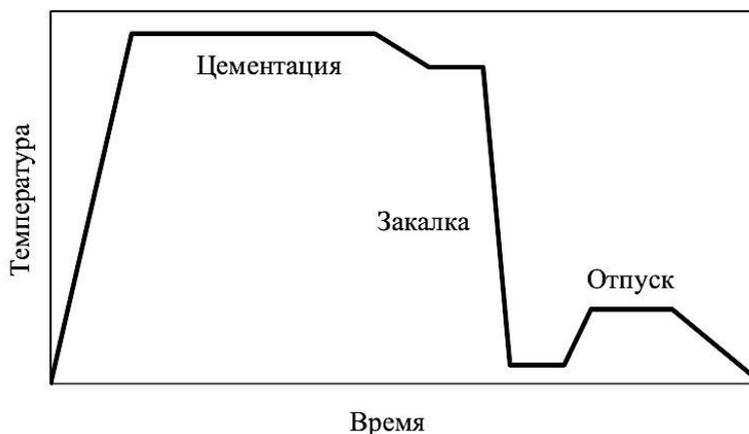


Рис. 3.5 – Типичный режим цементации с последующей закалкой и низкотемпературным отпуском [22]

Крупное зерно аустенита, выросшее при длительной цементации, дает грубокристаллический мартенсит отпуска в поверхностном слое и крупнозернистую феррито-перлитную структуру в сердцевине детали. Эти недостатки в определенной мере устраняются при использовании наследственно мелкозернистых сталей, применении газовой цементации, сокращающей время пребывания стали при высокой температуре. Использование подстуживания при закалке до 750-800 °С снижает внутренние напряжения, а обработка холодом уменьшает количество остаточного аустенита в цементованном слое (рис. 3.6).

При более высоких требованиях к структуре детали после цементации ее подвергают охлаждению на воздухе, однократной закалке с нагревом выше A_{c3} и низкому отпуску (рис. 3.7). При этом в сердцевине и на поверхности детали происходит перекристаллизация и измельчение зерна. При этом обеспечивается получение высокоуглеродистого мартенсита в цементованном слое и частичная перекристаллизация и измельчение зерна сердцевины.

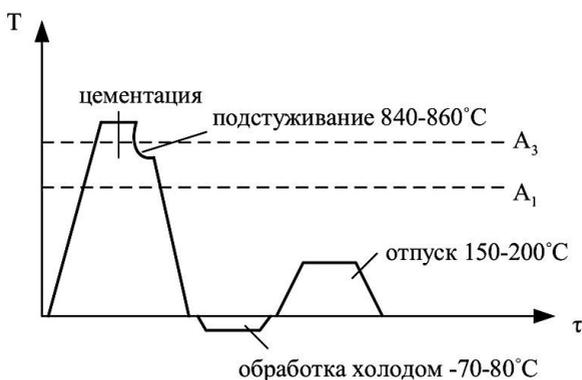


Рис. 3.6 – Закалка с обработкой холодом [20]

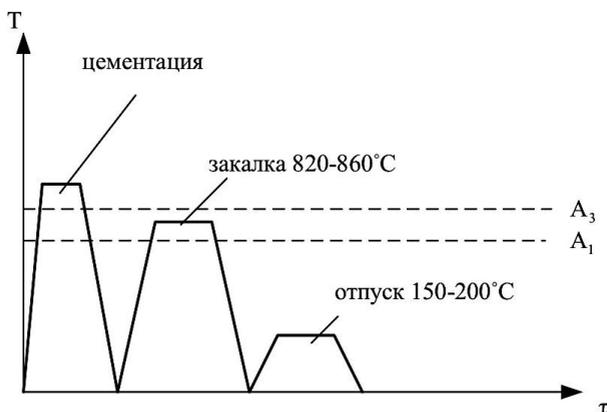


Рис. 3.7 – Типичный режим цементации с последующей закалкой и низкотемпературным отпуском [20]

Для удовлетворения особо высоких требований, предъявляемых к механическим свойствам цементованных деталей, применяют двойную закалку (рис. 3.8). Её применяют для сложнагруженных деталей (из Cr-Ni сталей).

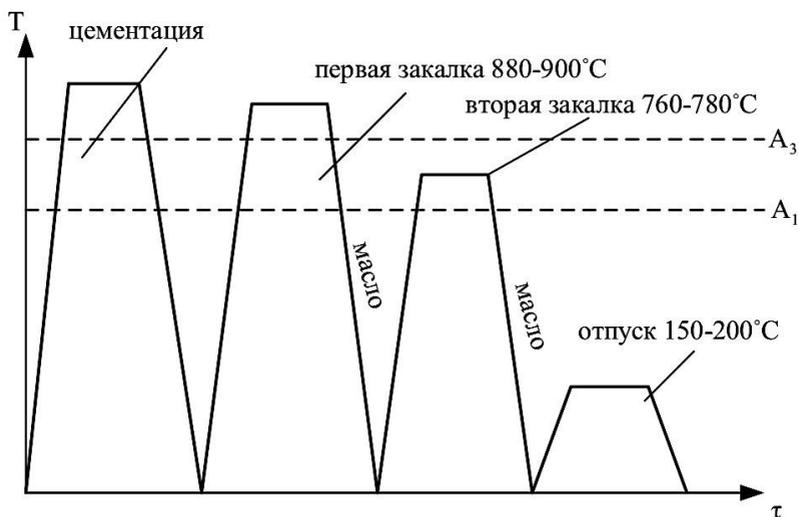


Рис. 3.8 – Двойная закалка [20]

Первая заправка (или нормализация) проводится с температуры $880-900^\circ\text{C}$ для исправления структуры сердцевины. При первой заправке происходит перекристаллизация сердцевины детали с образованием мелкого аустенитного зерна, обеспечивающего мелкозернистость продуктов распада. Одновременно при этом цементитная сетка в цементованном слое растворяется → *полная заправка*.

Вторая заправка ведется с температуры $760-780^\circ\text{C}$ для получения мелкоигльчатого мартенсита в поверхностном слое. При нагреве под вторую заправку мартенсит,

полученный после первой закалки, претерпевает отпуск и при этом образуются глобулярные карбиды, увеличивающие твердость поверхностного заэвтектоидного слоя.

После цементации и термической обработки твердость поверхностных слоев составляет 58–63 HRC.

Завершающей операцией термической обработки всегда является низкий отпуск, проводимый при температуре 150–180 °С. В результате отпуска в поверхностном слое получают структуру мартенсита отпуска, частично снимают напряжения.

Цементация распространяется на:

- неупрочняемые углеродистые цементируемые стали (Ст10, Ст20, Ст30);

- слабоупрочняемые легируемые цементуемые стали (15Х, 20ХР, 20Ф);

- сильноупрочняемые стали (20ХН, 18ХНЗМА, 20Х2Н2);

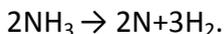
- комплексно легированные (18ХГТ, 25ХГМ).

Цементации подвергают зубчатые колеса, поршневые кольца, червяки, оси и другие детали, иногда значительных размеров (например, крупногабаритные кольца и ролики шарикоподшипников).

3.1.2. Азотирование

Азотирование (nitriding) – вид химико-термической обработки, заключающийся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стальных или титановых деталей азотом. Глубина диффузионного насыщения азотом составляет 0,2–0,8 мм. Азотирование стали проводят в среде ам-

миака или в расплаве солей на основе карбамида и цианата при температуре 500–600 °С. При азотировании изделия загружают в герметичные печи, куда поступает аммиак NH₃, который при нагреве диссоциирует согласно реакции:



Образующийся атомарный азот N поглощается поверхностью и диффундирует в глубь изделия (рис. 3.9). В результате азотирования повышается твёрдость, износостойкость, коррозионная стойкость на воздухе и в воде, усталостная прочность (выносливость). Поверхностный слой изделия, насыщенный азотом, имеет в своём составе растворённые нитриды и приобретает повышенную коррозионную стойкость и высочайшую микротвёрдость. По микротвёрдости азотирование уступает только борированию, в то же время превосходя цементацию и нитроцементацию (незначительно). Наибольшее распространение азотирование получило при производстве деталей, работающих в условиях трения и при температурах до 500–600 °С (коленчатые и шпиндельные валы, детали аппаратуры двигателей и др.).

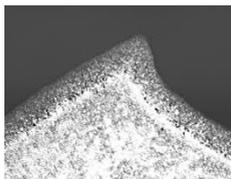


Рис. 3.9 – Азотированный слой глубиной 0,20 мм

Азотирование железа не вызывает значительного повышения твёрдости. Поэтому азотированию подвергают

легированные стали, содержащие Cr, V, Mo и особенно Al. Нитриды этих элементов дисперсны и обладают высокой твёрдостью и термической устойчивостью. Наиболее часто применяют сталь 38Х2МЮА, обеспечивающую на поверхности очень высокую после азотирования твёрдость (HV 1000–1200) [23].

Скорость низкотемпературного азотирования значительно ниже, чем скорость цементации. Поэтому толщина азотированного слоя сравнительно невелика – от 0,3 до 0,6 мм, а длительность процесса при 500–520 °С составляет 20–60 ч. Содержание азота в поверхностном слое легированных сталей может достигать 7–8 %. Азотированный слой тонок и для предотвращения его разрушения при контактных нагрузках необходима вязкая, но и достаточно прочная сердцевина. Поэтому азотируемые детали предварительно подвергают закалке с высоким отпуском, т.е. улучшению. При этом температура отпуска должна быть выше температуры азотирования на 20–40 °С [23].

Азотирование перед цементацией имеет ряд преимуществ:

1) более высокая твёрдость поверхностного слоя (HV до 1000–1200 против HV 750–900 после цементации, закалки и низкого отпуска);

2) повышенная твёрдость азотированного слоя сохраняется при нагреве до температур 400–450 °С, а цементированного – до 200–250 °С;

3) после азотирования не требуется дополнительной термической обработки, как после цементации.

В зависимости от условий работы деталей различают азотирование:

- для повышения поверхностной твёрдости и износостойкости;
- для улучшения коррозионной стойкости (антикоррозионное азотирование).

Азотирование для повышения твёрдости и износостойкости проводят при температуре 500–560 °С в течение 24–90 ч, т.к. скорость процесса азотирования составляет 0,01 мм/ч. Содержание азота в поверхностном слое составляет 10–12 %, толщина слоя (h) – 0,3–0,6 мм. На поверхности получают твердость около 1000 HV. Охлаждение проводят вместе с печью в потоке аммиака.

Азотирование для улучшения коррозионной стойкости проводят и для легированных, и для углеродистых сталей. Температура проведения азотирования 650–700 °С, продолжительность процесса – 10 ч. На поверхности образуется слой толщиной 0,01–0,03 мм твёрдого раствора на основе нитрида железа Fe_3N , имеющего гексагональную решетку.

Азотирование проводят на готовых изделиях, прошедших окончательную механическую и термическую обработку (закалка с высоким отпуском), при этом технологический процесс предусматривает несколько операций, приведенных ниже.

1. Предварительная термическая обработка заготовки. Эта операция состоит из закалки и высокого отпуска стали для получения повышенной прочности и вязкости в серд-

цевине изделия. Закалку стали 38Х2МЮА выполняют с нагревом до 930–950 °С и охлаждением в воде или масле. Отпуск проводят при высокой температуре 600–675 °С, превышающей максимальную температуру последующего азотирования и обеспечивающей получение твёрдости, при которой сталь можно обрабатывать резанием. Структура стали после этого отпуска – сорбит.

2. Механическая обработка деталей, а также шлифование, которое придает окончательные размеры детали.

3. Защита участков, не подлежащих азотированию, нанесением тонкого слоя (0,01–0,015 мм) олова (электролитическим методом) или жидкого стекла. Олово при температуре азотирования расплавляется на поверхности стали в виде тонкой не проницаемой для азота пленки.

4. Азотирование.

5. Окончательное шлифование или доводка изделия.

Азотирование тонкостенных изделий сложной конфигурации рекомендуется выполнять при температуре 500–520 °С. Длительность процесса зависит от требуемой толщины азотированного слоя. Чем выше температура азотирования, тем ниже твёрдость азотированного слоя и больше толщина. Снижение твёрдости азотированного слоя связано с коагуляцией нитридов легирующих элементов. Обычно при азотировании желательно иметь слой толщиной 0,3–0,6 мм. Процесс азотирования при температуре 500–520 °С в этом случае является продолжительным и составляет 24–90 ч.

В условиях массового производства, когда большое значение приобретает производительность процесса, прибегают к двухступенчатому азотированию. Сначала процесс ведут при температурах 500–520 °С в течение 15–25 ч, а затем при 540–600 °С в течение 25–30 ч. К назначению второй ступени следует относиться с большой осторожностью, т.к. повышение температуры может приводить к короблению и деформации детали. Охлаждение после азотирования проводят вместе с печью, не прекращая подачи аммиака.

В случае, когда главной целью азотирования является повышение предела выносливости, рекомендуется вести процесс при температуре не более 500 °С. При температурах более 500 °С увеличение предела выносливости становится мало заметным, а начиная с температуры 550 °С и выше этот показатель заметно снижается.

Для повышения коррозионной стойкости азотирование проводят при температурах 600–700 °С. Продолжительность процесса насыщения азотом устанавливают в зависимости от габаритов деталей, подвергающихся насыщению. Для мелких деталей достаточно выдержки в течение 15–30 мин, а для крупногабаритных деталей потребуется выдержка, доходящая до 10 ч.

Значительное сокращение времени азотирования достигается при ионном и ионно-плазменном азотировании, когда между катодом (деталью) и анодом (контейнерной установкой) возбуждается тлеющий разряд. Происходит ионизация азотсодержащего газа, и ионы бомбар-

дируя поверхность катода, нагревают его до температуры насыщения. Катодное распыление осуществляется в течение 5–60 мин при напряжении 1100–1400 В и давлении 0,1–0,2 мм рт. ст., рабочее напряжение 400–1100 В, продолжительность процесса до 24 ч.

Перспективным данный вид азотирования является из-за возможности управления структурой азотированного слоя и его механическими свойствами за счёт применения на разных стадиях процесса изменений плотности тока, расхода азота, степени разряда и добавок к азоту побочных технологических газов (водорода, аргона, метана, кислорода).

Азотирование даёт более качественные результаты, нежели цементация, однако является дорогостоящим процессом, т.к. очень длителен и требует применения дорогих легированных сталей, в то время как цементации можно подвергать и углеродистые стали.

3.1.3. Нитроцементация

Нитроцементация – процесс насыщения поверхности металлических деталей одновременно углеродом и азотом при 700–950 °С в газовой среде, состоящей из науглероживающего (цементующего) газа и диссоциированного аммиака. Основное назначение нитроцементации – повышение твёрдости, износостойкости и предела выносливости стальных деталей. Технологическая схема нитроцементации аналогична схеме газовой цементации. Но процесс проводится при более низких температурах (800–850 °С).

Цементирующий газ разлагается в печи с выделением атомарного углерода, а аммиак – с выделением атомарного азота. Углерод всегда проникает в сталь на меньшую величину, нежели азот, который при совместной диффузии оказывает значительное влияние на глубину диффузии углерода и уровень насыщения стали углеродом. Длительность процесса 1–6 ч. Глубина нитроцементированного (цианированного) слоя при этом составляет 0,4–0,6 мм. Глубина упрочнённого слоя зависит от температуры и продолжительности выдержки. После нитроцементирования, как и после цементации, детали подвергают закалке и низкому отпуску.

Высокая производительность процесса нитроцементирования позволяет сделать его более экономичным по сравнению с газовой цементацией. Применяют этот процесс упрочнения для валов, осей, зубчатых колёс и других деталей, работающих при значительных знакопеременных нагрузках. На ВАЗе 94,5 % деталей подвергаются нитроцементации. Нитроцементация характеризуется безопасностью в работе, низкой стоимостью. Нитроцементации обычно подвергают детали сложной конфигурации, склонные к короблению.

Различают два вида нитроцементации: 1) высокотемпературной, проводимой при температуре, лежащей выше A_{c3} ; 2) низкотемпературной при температуре ниже A_{c1} (рис. 2.21).

При высокотемпературной нитроцементации металл насыщается в большей степени углеродом, чем азотом, а

при низкотемпературной нитроцементации – в бóльшей степени азотом, чем углеродом.

Высокотемпературная нитроцементация проводится при температуре 830–950 °С, для машиностроительных деталей из углеродистых и низколегированных сталей при повышенном содержании аммиака в газовой среде. Наилучшей по экономичности, технологичности и регулируемости является атмосфера газовой среды с пониженным содержанием водорода (20 %), применяемой на Волжском, Минском и других автозаводах при нитроцементации машиностроительных деталей. Пониженное содержание водорода в используемой при нитроцементации газовой среде, кроме того, способствует повышению эксплуатационных свойств деталей.

Завершающей термической обработкой детали, прошедшей высокотемпературную нитроцементацию, в обязательном порядке является термическая обработка: закалка при температуре нагрева 760–780 °С с охлаждением в воде или масле, промывка и низкий отпуск при температуре 150–170 °С. Твёрдость поверхностного слоя достигает 56–62 HRC. Окончательная структура цианированного слоя состоит из тонкого слоя карбонитридов $Fe_2(C, N)$, а затем азотистого мартенсита, подповерхностного слоя (в переходной зоне) – мартенсита и троостита, в сердцевине обработанной детали находится троостит.

По сравнению с цементацией высокотемпературное цианирование происходит с большей скоростью, приводит к меньшей деформации деталей, обеспечивает большую

твёрдость и сопротивление износу, большую теплоустойчивость и коррозионную стойкость. Кроме того, процесс нитроцементации имеет также и технологические преимущества. К ним относятся:

1) более высокая производительность, связанная с тем, что углерод и азот взаимно ускоряют диффузию;

2) меньшее коробление деталей при непосредственной закалке, так как она производится с более низкой температуры;

3) меньшее саже- и коксообразование под влиянием вводимого в печь аммиака.

Технологические режимы высокотемпературной нитроцементации стали приведены в табл. 3.1.

Низкотемпературная нитроцементация проводится при температуре 530–570 °С в газовой среде, состоящей из 25 % аммиака и 75 % природного газа, в течение 1,5–3 ч. Образуется поверхностный слой толщиной 0,02–0,04 мм с твёрдостью 900–1200 HV, что на 150–200 единиц больше, чем до нитроцементации. По окончании процесса производится ускоренное охлаждение в масле или потоке защитного газа, что предотвращает деазотирование. В целом этот процесс, как и низкотемпературное жидкостное цианирование, применяют для повышения стойкости инструмента и долговечности деталей машин. Преимуществом его является отсутствие ядовитых цианистых солей и возможность обработки сравнительно крупных деталей. Нитроцементация дает более стабильный по глубине и свойствам упрочнённый слой, однако по сравнению с

жидкостным цианированием требует больше времени. Процесс низкотемпературной нитроцементации получает в последние годы большое распространение.

Таблица 3.1

Режимы высокотемпературной нитроцементации стали

Нитроцементирующая среда	Т, °С среды	Глубина слоя, мм	Примечание
Эндогаз (20 % CO, 40 % H ₂ , 40 % N ₂), 3–5 % природного газа, 3–5 % аммиака	860	0,25–1,0	Процесс ведётся в безмуфельных методических печах. Углеродный потенциал регулируется по точке росы или содержанию CO ₂ . Приборы для регулирования азота не разработаны
Маловодородный эндогаз (20 % CO, 20 % H ₂ , 60 % N ₂), 0,5–0,8 % природного газа, 2–4 % аммиака	860	0,5–0,8	То же. Применение маловодородной эндотермической атмосферы менее пожароопасно, а также устраняется возможность возникновения водородной хрупкости
Природный газ, 20–25 % аммиака	860	0,6–0,9	Процесс ведётся в вертикальных печах Ц-типа

Наряду с цементацией и азотированием применяют и одновременное насыщение поверхностных слоев стальных изделий углеродом и азотом. Изменяя температуру и химический состав насыщающей среды можно в широких пределах регулировать соотношение концентраций углерода и азота в диффузионной зоне и, следовательно, влиять на свойства поверхности изделий. Чем выше температура процесса, тем больше доля углерода и меньше азота в диффузионном слое [23].

Разновидностью нитроцементации является процесс цианирования – насыщение поверхности стали азотом и углеродом в расплавах смеси солей, содержащих цианистые соединения [24]. Из-за чрезмерной ядовитости цианистых солей и их высокой стоимости этот процесс применяется весьма ограниченно.

Нитроцементация по сравнению с цементацией обладает рядом преимуществ, главный из которых состоит в том, что проводят её при температурах 850–870 °С, что примерно на 80 °С ниже, чем температура цементации. При этом за одинаковое время получается диффузионный слой той же толщины. Это связано с тем, что в присутствии азота ускоряется диффузия углерода.

Подвергают нитроцементации те же стали, что и при цементации, т.е. с концентрацией углерода 0,10–0,25 %. В качестве карбюризатора применяют углеродсодержащие газы с добавкой до 15 % аммиака (в проходных печах – это эндогаз с добавкой метана и аммиака, в шахтных – жидкие углеводороды с аммиаком). Кроме того, в шахтных печах нитроцементация может осуществляться и в атмосфере, образованной при термическом распаде триэтанолamina ($C_2H_4OH)_3N$ без добавки аммиака.

Максимальные показатели свойств (рис. 3.10) достигаются только при оптимальном суммарном содержании на поверхности углерода и азота, которое зависит от марки стали и колеблется в интервале 1,0–1,65 %. При этом азота должно быть не менее 0,15 % и не более 0,4–0,5 %.

После нитроцементации требуется такая же термическая обработка, как и после цементации (закалка и низкий отпуск). Обычно проводят непосредственную закалку с подстуживанием, реже – с повторного нагрева.

Структура стали после нитроцементации, закалки и низкого отпуска состоит из отпущенного мартенсита, карбонитридов и остаточного аустенита.

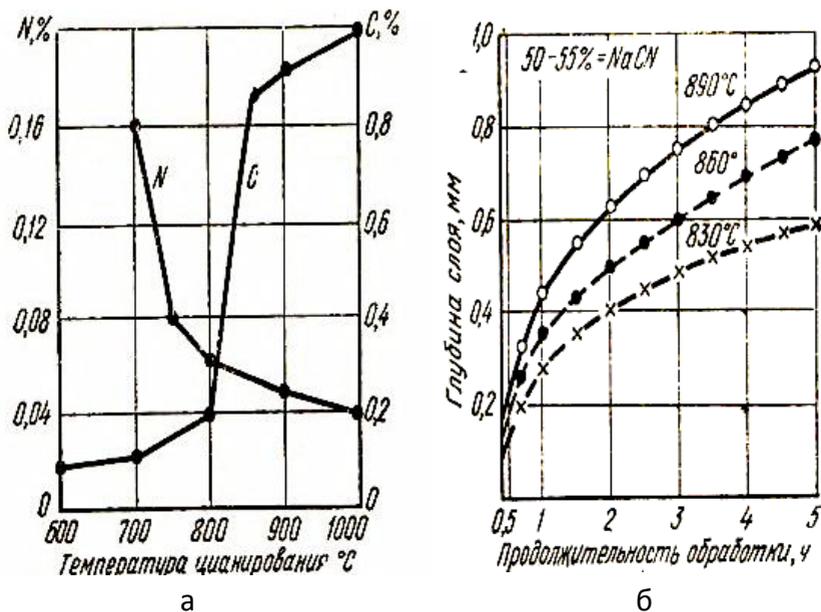


Рис. 3.10 – Содержание углерода и азота в поверхностном слое в зависимости от температуры цианирования (а) и глубина цианированного слоя в зависимости от температуры и продолжительности цианирования (б)

При нитроцементации нередко образуется так называемая «тёмная составляющая» в наружной части слоя толщиной до 0,1 мм, снижающая на 45–75 % усталостную прочность и в несколько раз (!) контактную выносливость.

Вероятность возникновения «тёмной составляющей» возрастает с увеличением толщины слоя и содержания в нём азота. Поэтому для ответственных изделий глубина нитроцементованного слоя должна составлять 0,2–0,8 мм.

Нитроцементация широко применяется в машиностроении, т.к. позволяет получить более высокое качество упрочнённого слоя по сравнению с цементацией.

3.1.4. Борирование

Борирование (boriding) – химико-термическая обработка насыщения поверхностных слоев стальных изделий и некоторых других металлов бором при температурах 900–950 °С [30–31]. Цель борирования – повышение твёрдости, износостойкости (особенно абразивной) и некоторых других свойств стальных изделий. Диффузионный слой толщиной 0,05–0,15 мм, состоящий из боридов FeB и Fe₂B, обладает весьма высокой твёрдостью, стойкостью к абразивному изнашиванию и коррозионной стойкостью. Сравнительная характеристика основных методов борирования приведена в табл. 3.2 [30].

Технология борирования занимает не последнее место в числе наиболее распространенных методик повышения эксплуатационных свойств деталей посредством ХТО их поверхности. Суть технологии заключается в насыщении поверхностного слоя металла деталей соединениями бора и железа FeB и Fe₂B. Применяя детали из углеродистой стали, насыщенной бором, можно в некоторых отраслях промышленности сократить расход дорогих легированных

сталей, поскольку обработка даже такой марки стали как Ст3 позволяет увеличить износостойкость в абразивной жидкостной среде в десятки раз.

Таблица 3.2

Достоинства и недостатки основных методов борирования

№ п/п	Метод	Достоинства	Недостатки
1	Жидкостное борирование (безэлектродное)	Технологическая простота, отсутствие специального оборудования	Повышенная вязкость применяемых расплавов по сравнению с чистой бурой
2	Электролизное борирование	Высокое качество боридных слоёв, высокопроизводительный процесс	Необходимость в специальной энергоёмкой установке
3	Борирование в порошковых средах	Простота технологического оборудования, упрочнение изделий сложных форм, минимальная деформация при обработке	Небольшие финансовые затраты на порошковую смесь
4	Газовое борирование	Упрочнение изделий сложных форм	Взрывоопасен

Основное назначение борирования поверхности – повышение износостойкости поверхности деталей при работе в агрессивных и абразивных средах при температурах до 800 °С.

Технология борирования производится по различным методикам: в газообразной среде; в жидкой среде; в твёрдой среде, применение которых диктуется особенностями производства и видами обрабатываемых деталей.

Режим проведения процесса зависит от желаемой толщины покрытия и марки стали (рис. 3.11). Обычно борированные стали содержат значительное содержание угле-

рода и легирующих присадок. В перечень материалов, к которым применяется рассматриваемая технология, входят также изделия из нержавеющей стали.

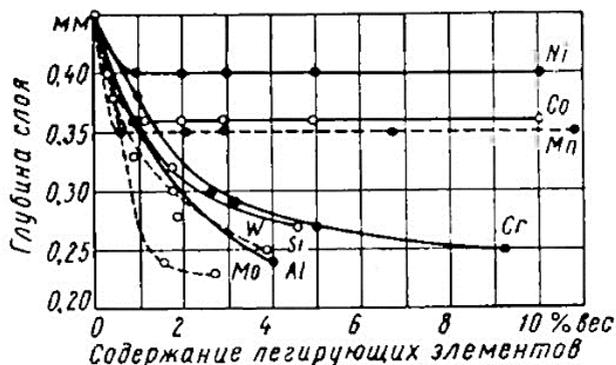


Рис. 3.11 – Влияние легирующих элементов на глубину борированного слоя [25]

Газовое борирование схоже с процессами цементации и азотирования сталей. Его проводят в печах в среде диборана (B_2H_6), трёххлористого бора (BCl_3), триметила ($(CH_3)_3B$) или других борсодержащих веществ. Чаще применяют диборан и трёххлористый бор, который разбавляют водородом, аргоном, азотом или аммиаком. Применение азота в качестве разбавителя сильно снижает взрывоопасность среды.

Насыщение проводят при температурах 800–900 °С с выдержкой 2–6 ч. Значительное влияние на результаты борирования оказывает избыточное давление насыщающей среды. При газовом борировании на углеродистых сталях формируется боридный слой толщиной 0,1–0,2 мм и твердостью 1800–2000 HV [25].

Электролизное борирование чаще проводят при электролизе расплавленной буры ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$). Процесс проводят в ваннах при температуре 930–950 °С, время выдержки 2–6 ч. Борируемые изделия служат в качестве катодов, которые монтируются на подвески. Жидкостное электролизное борирование является наиболее распространенным. Сущность его заключается в следующем. В тигле из жаростойкой стали расплавляют буру, погружают в неё насыщаемую деталь, к которой, как к катоду, подается постоянное напряжение. Анодом служит гранитовый или угольный стержень (рис. 3.12).

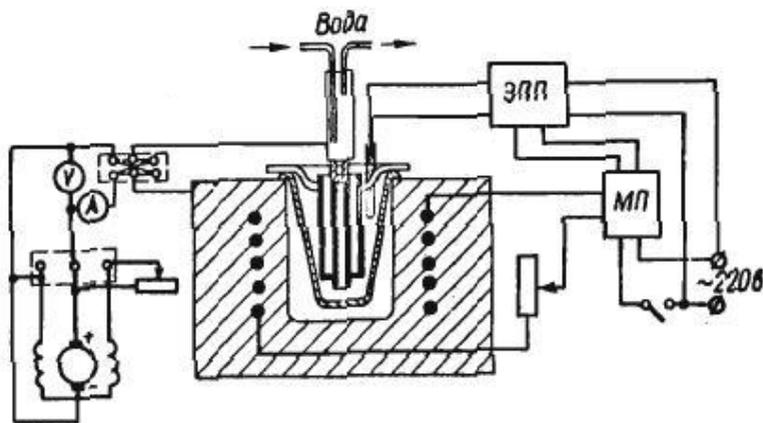


Рис. 3.12 – Схема установки электролитического борирования [26]

Жидкостное борирование основано на диффузионном безэлектролизном насыщении поверхности стали бором. Его, также как и электролизное борирование, проводят в печах-ваннах. В качестве насыщающих сред используют расплавленные хлористые соли (NaCl , BCl_2) с добав-

ками ферроброма или карбида бора. Также применяют расплавы других щелочных металлов, например, $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$. В данном случае к расплаву дополнительно добавляют электрохимические восстановители: химически активные элементы (Al, Si, Ti, Ca, Mn, B и др.) или ферросплавы, лигатуры и химические соединения на их основе. Для получения двухфазных ($\text{FeV} + \text{Fe}_2\text{V}$) слоев можно использовать расплав, состоящий из 60–70 % $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ и 40–30 % B_4C . Для получения однофазных (Fe_2V) слоев можно использовать расплав, состоящий из 70 % $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ и 30 % SiC.

Диффузионный слой состоит из боридов FeV (непосредственно у поверхности) и Fe_2V . Под слоем боридов располагается переходный слой из α -раствора бора в железо (рис. 3.13).

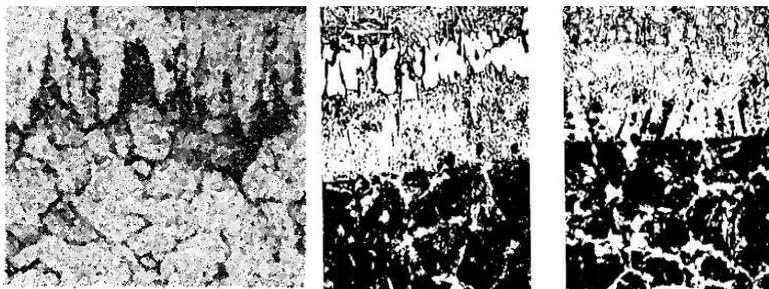


Рис. 3.13 – Микроструктура борированного слоя железа и железоуглеродистых сплавов [26]

Главным образом применяется электролизное борирование в расплавленной буре (деталь – катод, графит – анод). При температуре 930 °С, выдержке 6–8 ч получают борированный слой 0,15–0,25 мм (внешняя зона слоя со-

стоит из борида FeB , а внутренняя – из борида Fe_2B). Реже пользуются для борирования расплавленной бурой с добавкой порошкообразного карбида бора (30–40 %) или карбида кремния (30 %).

Иногда борирование проводят в вакуумной печи или в газовой среде ($\text{H}_2\text{B}_6 + \text{H}_2$), после чего осуществляют поверхностную или изотермическую закалку.

Борирование особенно эффективно для повышения стойкости (в 2–10 раз) втулок осей, пальцев, роликов и т.д. Борирование достаточно эффективный и экономичный процесс (табл. 3.3) по сравнению с традиционными процессами химико-термической обработки (ХТО) при меньшей толщине диффузионного слоя [30].

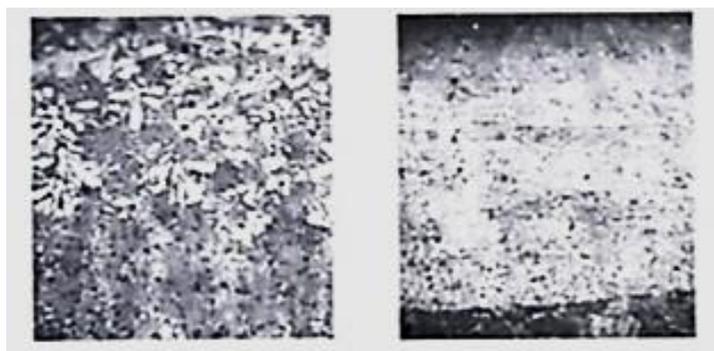
На рис. 3.14 представлены микрофотографии ($\times 250$) борированного слоя на детали из стали 65Г, полученного за 1 (а) и 2 (б) минуты из смеси: 84 % B_4C и 16 % флюсующего компонента (без добавления активирующих компонентов NH_4Cl и CaF_2) [32]. Структура износостойкого покрытия, полученного при этом во время обработки 1 мин детали из стали 65Г вышеприведенной смесью является метастабильной (рис. 3.14а). При борировании детали из стали 65Г вышеприведенной смесью в течении 2 мин структура износостойкого покрытия превращается в мелкозернистую (рис. 3.14б) с микротвёрдостью 2300–2400 HV, причем без заметных изменений толщины борированного слоя, и становится четко различимой граница раздела с основным металлом.

Для ХТО крупногабаритных изделий целесообразно местное борирование пастами в ящиках при помощи порошков-наполнителей аморфного и кристаллического бора, карбида бора, ферробора и т.д. Процесс проводят при температуре 900–1000 °С в течение 2–6 ч. При этом получается слой толщиной 0,08–0,15 мм [25].

Таблица 3.3

Сравнительные показатели твёрдости

№№ п/п	Процесс ХТО	Твёрдость (HV)
1	Борирование	1 800–2 000
2	Цементация	500–700
3	Азотирование	300–350
4	Нитроцементация	570–690



a

б

Рис. 3.14 – Микрофотографии (x250) борированного слоя на стали 65 Г: *a* – за время обработки 1 мин.; *б* – за время обработки 2 мин.

В качестве преимущества борирования перед другими способами ХТО стоит отметить более высокую поверхностную твёрдость стали.

3.2. ХТО с насыщением металлами – диффузионная металлизация

Диффузионная металлизация – химико-термическая обработка, при которой поверхность стальных изделий (деталей) насыщается различными элементами: алюминием, хромом, кремнием и др. [28].

При насыщении хромом процесс называют хромированием, алюминием – алитированием, кремнием – силицированием, бериллием – бериллизацией.

Поверхность диффузионно-металлизированной детали обладает высокой жаростойкостью, поэтому жаростойкие изделия изготавливают из простых углеродистых сталей с последующим алитированием, хромированием и силицированием.

В результате алитирования сталь приобретает высокую окислительную и коррозионную стойкость в атмосфере и в ряде сред. Алитирование проводят в порошкообразных смесях (50 % Al или ферроалюминия, 49 % Al_2O_3 и 1 % NH_4Cl или 99 % ферроалюминия и 1 % NH_4Cl) при температуре 1000 °С и выдержке в течение 8 ч. В результате образуется слой толщиной 0,4–0,5 мм, насыщенный алюминием. Алитирование выполняется и металлизацией в расплаве алюминия (с 6–8 % железа) при 700–800 °С с последующей выдержкой и др. методами. Структура алитированного слоя представляет собой твердый раствор алюминия в α -железе (рис. 3.15). Твёрдость алитированного слоя (на поверхности) до 500 HV, износостойкость низкая. Алитирование поверхности стальных и др. металличе-

ских деталей проводится с целью повышения окалино-стойкости до температуры 1100 °С и сопротивления атмосферной коррозии. Чаще всего алитировуются детали из малоуглеродистых аустенитных сталей. При алитировании в течение 12 ч при 1100 °С у стали с 0,06 % углерода толщина алитированного слоя составляет 1 мм, у стали с 0,38 % углерода – менее 0,9 мм. Содержание алюминия в насыщенном слое достигает 40–50 %, однако при превышении его концентрации на 30 % отмечается повышенная хрупкость слоя и для выравнивания его концентрации по сечению поверхностного слоя обычно выполняется ТО жаропрочных сплавов. Алитирование применяют также при изготовлении клапанов автомобильных двигателей.

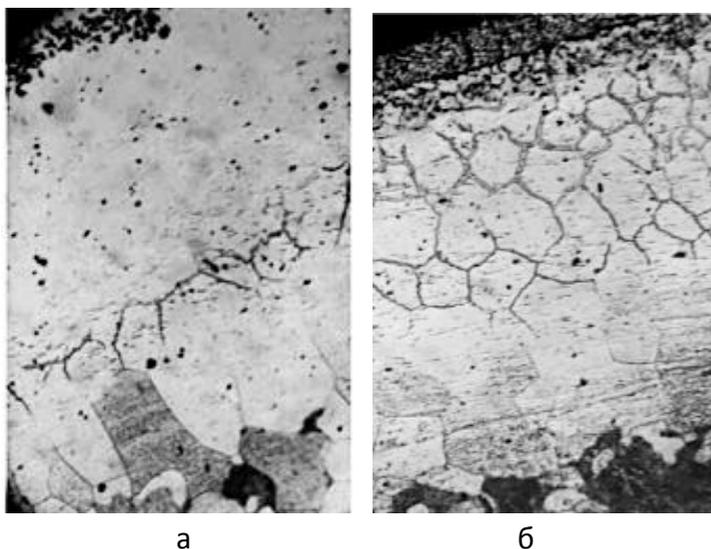


Рис. 3.15 – Микроструктура алитированного слоя Ст10 на расстоянии 5 мм (а) и 10 мм от поверхности насыщающей смеси, x100 [28]

Хромирование – способ химико-термической обработки, состоящий в высокотемпературном (900–1300 °С) диффузионном насыщении поверхности обрабатываемой детали хромом в насыщающих средах с целью придания ей жаростойкости (до 800 °С), коррозионной стойкости в пресной и морской воде, растворах солей и кислот, эрозийной стойкости. Диффузионное насыщение поверхности стали хромом также уменьшает скорость ползучести материала, повышает его сопротивление термическим ударам. Хромирование также повышает предел выносливости стали при повышенных температурах, что связано с возникновением в слое сжимающих напряжений.

Хромированию подвергаются стали различных классов (ферритных, перлитных и аустенитных) сталей различного назначения. Структура хромированного слоя напрямую зависит от содержания в стали углерода. Если в малоуглеродистых сталях этот слой обычно состоит из твердого раствора замещения хрома в α -железе, то в случае высокоуглеродистых материалов может образовываться слой карбидов, состоящий, например, для сталей с 0,8–1,0 % углерода из карбидов Cr_{23}C_6 , расположенных в верхних слоях насыщенной хромом поверхности, и карбида Cr_7C_3 , лежащего ниже.

Под карбидными слоями располагается эвтектоидный слой, состоящий из троостита и карбида Cr_7C_3 . Кроме углерода, на параметры хромированного слоя влияют легирующие элементы. Содержащиеся в стали все карбидообразующие элементы: вольфрам, молибден, титан, вана-

дий и т.д. – увеличивают глубину хромированного слоя. Элементы, расширяющие аустенитную область: никель, кобальт – уменьшают глубину хромирования. Это связано с особенностями диффузии хрома в α -Fe и γ -Fe. С одной стороны, скорость диффузии атомов хрома в α -железе значительно выше, чем в аустените, с другой – при легировании вольфрамом, молибденом и другими карбидообразующими элементами содержание хрома в стали в исходном, до ХТО, состоянии превосходит его концентрацию в сталях углеродистых или легированных, например, только никелем.

Диффузионную металлизацию можно проводить в твердых, жидких и газообразных средах.

При твердой диффузионной металлизации металлизатором является ферросплав с добавлением хлористого аммония (NH_4Cl). В результате реакции металлизатора с HCl или Cl_2 образуется соединение хлора с металлом (AlCl_3 , CrCl_2 , SiCl_4), которые при контакте с поверхностью диссоциируют с образованием свободных атомов.

Жидкая диффузионная металлизация осуществляется погружением детали в расплавленный металл, если диффундирующий металл имеет низкую температуру плавления.

Газовую диффузионную металлизацию проводят в газовых средах, состоящих из галогенных соединений диффундирующего элемента. Газовая диффузионная металлизация осуществляется в муфельных печах или в печах специальной конструкции при 700–1000 °С. Газовая фаза

может генерироваться на расстоянии от поверхности насыщения (бесконтактный способ), или же в зоне контакта источника активной фазы с поверхностью металла (контактный способ).

Температурный режим при диффузной металлизации должна быть не меньше 900 °С. Диффузия хрома, алюминия и других металлов протекает значительно медленнее, чем углерода и азота, потому что углерод и азот образуют с железом растворы внедрения, а металлы – растворы замещения. При одинаковых температурных и временных условиях диффузионные слои при металлизации в десятки, а то и в сотни раз более тонкие, чем при цементации. Такая малая скорость диффузии препятствует широкому распространению процессов диффузионного насыщения в промышленности, так как процесс является дорогостоящим, и его проводят при высоких температурах (1000–1200 °С) длительное время. Только особые свойства слоя и возможность экономии легирующих элементов при использовании процессов диффузионной металлизации обусловили некоторое их применение в промышленности.

Силицирование – процесс ХТО, состоящий в высокотемпературном (950–1100 °С) насыщении поверхности стали кремнием.

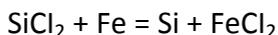
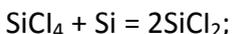
При широком применении в современных машинах высоких температур и давлений, агрессивных сред и т.д. к деталям узлов и механизмов зачастую предъявляется такой комплекс требований, удовлетворение которого методами объёмного легирования сталей невозможно или

нецелесообразно с экономической точки зрения. Именно поэтому очень важно силицирование как один из видов ХТО, реализующих диффузионные процессы.

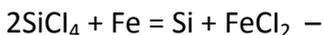
Силицированию подвергают детали из низко- и среднеуглеродистых сталей, а также из ковкого и высокопрочного чугунов. Силицирование проводят в порошкообразных смесях, газовых и жидких средах.

При силицировании в порошкообразных смесях (75 % ферросилиция, 20 % глинозема или каолина и 5 % хлористого аммония) детали нагревают в стальных ящиках. Температура силицирования 1100–1200 °С, выдержка 2–12 ч; оно протекает медленно (слой толщиной 0,1 мм получается после выдержки в течение 4 ч при 1100 °С). В связи с длительностью процесса силицирование в порошкообразных смесях применяют редко.

Силицирование в газовой среде, содержащей хлорсиланы, восстанавливающиеся водородом по реакции:



или



производится обработкой материала в парах кремния.

Температура процесса насыщения 1100–1200 °С. Глубина слоя достигает 0,8 мм, продолжительность около суток. При насыщении из газовой фазы чаще используют газ SiH₄ – моносилан. Силицирование нередко проводят одновременно с насыщением детали Al. Этот процесс назы-

вают *алюмосилицированием*. В результате на поверхности образуется FeAl – интерметаллидная фаза – и Al₂O₃. Силицирование применяют для деталей, работающих при повышенных температурах. Внедрение Si в поверхность позволяет повысить жаростойкость, т.е. сопротивление поверхности окислению при высоких температурах. После силицирования на поверхности образуется окислы кремния, либо двойные окислы – шпинели FeSi₂O₄, FeAl₂O₄.

Силицирование в жидких средах проводят в расплаве солей (70–90 % кремния (Si)). При температуре 1000 °С в течение 2 ч толщина слоя на детали из низкоуглеродистой стали получается величиной 0,35 мм. Этот процесс промышленного применения не имеет. Микроструктура силицированного слоя представляет собой твердый раствор кремния в α-железе. Количество кремния в поверхностных зонах слоя достигает 14 %. Чем глубже расположена зона, тем меньше кремния. В зоне, расположенной непосредственно за силицированным слоем, содержание углерода повышено по сравнению с содержанием углерода в сердцевине (рис. 3.16). Это объясняется оттеснением углерода в глубь детали в связи с его плохой растворимостью в кремнистом феррите.

Характерной особенностью силицированного слоя является его пористость. Несмотря на низкую твердость (HV 250–300), силицированный слой весьма хрупкий, очень плохо обрабатывается режущими инструментами, но обладает повышенной стойкостью против истирания,

особенно после проварки в масле при 150–200 °С (масло впитывается в поры и служит смазкой при трении).

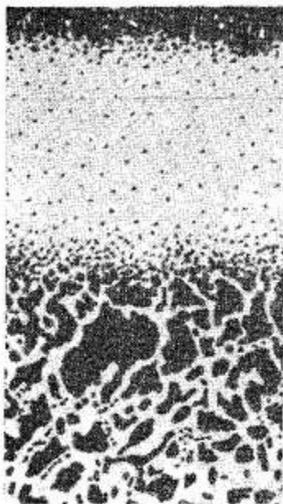


Рис. 3.16 – Микроструктура силицированного слоя [33]

Силицированный слой обладает высокой коррозионной стойкостью в обычной и морской воде и кислотостойкостью в азотной, серной и соляной кислотах. Силицирование повышает также жаростойкость стали до 700–750 °С.

3.3. ХТО многокомпонентная

Многокомпонентное ХТО заключается в совместном или последовательном насыщении поверхности металла изделий по меньшей мере двумя легирующими элементами, обеспечивающими образование в поверхностном слое соединений с улучшенными физико-химическими характеристиками. Одними из видов таких процессов являются рассмотренные в предыдущих подразделах ХТО ме-

тоды нитроцементации (п.п. 3.1.3) и алюмосилицирования (п.п. 3.2).

Расширение насыщения поверхности металла изделий дополнительными легирующими элементами способствует увеличению ресурсных возможностей удовлетворения повышенных требований в машиностроении.

Боросилицирование (boron silicification) – ХТО, заключающаяся в совместном или последовательном насыщении поверхности металла бором и кремнием. Применяется для повышения износостойкости, реже жаростойкости и коррозионной стойкости. Основные способы боросилицирования – электролиз в расплаве $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ и Na_2SiO_3 , обеспечивающих образование в поверхностном слое стали боридов железа (FeB , Fe_2B) и силицида железа FeSi . Боросилицирование происходит при 1000–1050 °С в порошкообразной смеси, состоящей из карбида бора (84 %) и буры (16 %), к которым добавляется смесь кристаллического Si (95 %) и NH_4Cl (5 %). Диффузионный слой состоит из боридов FeB и Fe_2B и силицидов FeSi и Fe_2Si .

Боротитанирование (boron titanification) заключается в борировании металлической основы с последующим титанированием. Для борирования используется состав, содержащий карбид бора, буру, хлористый аммоний при следующем соотношении (%): карбид бора (B_4C) – 84 %, бура ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$) – 13 %, хлористый аммоний (NH_4Cl) – 3 %, Режим насыщения: 1050 °С, 6 ч. Для титанирования используется состав, содержащий титан, окись алюминия, хлористый аммоний при следующем соотношении (%):

окись алюминия (Al_2O_3) – 25 %, титан (Ti) – 70 %, хлористый аммоний (NH_4Cl) – 5 %. Режим насыщения: 1000 °С, 2 ч. При боротитанировании стали 5ХНМ получается слой толщиной 200 мкм и микротвердостью 3200–3250 HV (первая зона), 1500–1700 HV (вторая зона), 430–550 HV (третья зона), также с характерной для боридных слоев игольчатостью. Затем проводится последующая упрочняющая термическая обработка по режиму для 5ХНМ: закалка 850 °С, масло, отпуск 460–520 °С, (40–43 HRC); для 4Х5МФ1С – закалка 1020 °С, масло, отпуск 580 °С, 2ч, (47–49 HRC).

Борохромирование (boron chromizing) – химико-термическая обработка, заключающаяся в одновременном насыщении преимущественно стальных изделий бором и хромом с целью улучшения физико-химических характеристик боридных износостойких слоев, обладающих высокой хрупкостью, недостаточной коррозионной стойкостью и жаростойкостью. Борохромирование ведут в порошковых смесях или в жидких расплавах (электролизным и безэлектролизным способами), содержащих В и Cr, при 900–1100 °С.

В зависимости от способа борохромирования получают борохромированные слои на основе:

1 – $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$ и $(\text{Fe}, \text{Cr})\text{B}$;

2 – $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{B}$ и $(\text{Cr}, \text{Fe})\text{B}$;

3 – α -твердого раствора Cr и В в железе с включениями боридов.

Слои первого типа характеризуются повышенной износостойкостью при абразивном (гидроабразивном) из-

нашивании; второго – высокой пластичностью, износо-, жаро- и коррозионной стойкостью при высоких температурах; третьего – коррозионной стойкостью, жаро и износостойкостью при невысоком уровне нагружения. Диффузионное насыщение поверхности сталей нередко производят при высокотемпературной изотермической или изотермически-ступенчатой выдержке с полной перекристаллизацией ее в аустенитное состояние. Зависимости толщины и микроструктуры слоя от режима насыщения показаны на рис. 3.17.

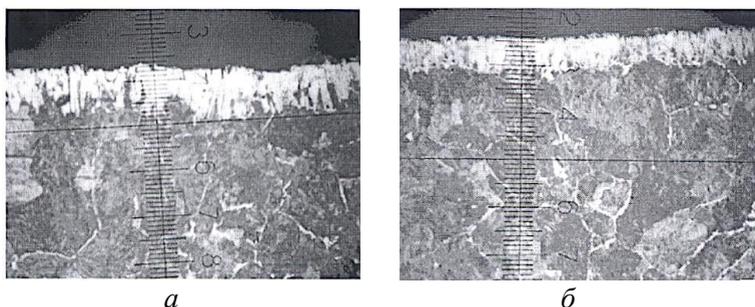


Рис. 3.17 – Влияние параметров процесса насыщения на толщину и микроструктуру получаемых слоев: *а* – изотермическое насыщение; *б* – термоциклическое насыщение

Борохромирование осуществляют для повышения износостойкости деталей, работающих в тяжелых условиях, например, плунжерных пар топливных насосов – деталей топливной аппаратуры дизелей, и подвергающихся абразивному изнашиванию. Борохромирование проводят также для повышения стойкости режущего инструмента.

Бороалитирование – поверхностное насыщение металлов и сплавов бором и алюминием, один из перспективных способов повышения жаро- и износостойкости.

Бороалитирование осуществляют различными методами: в порошковых смесях бор- и алюминийсодержащих веществ, в обмазках и суспензиях (шликерный), жидкостях, газах. Промежуточное положение между насыщением из порошковых смесей и расплавов металлов занимает процесс насыщения из обмазок (шликерный метод) [34].

Достоинства этого метода по сравнению с порошковым способом – высокая технологичность и энергономичность способа; возможность сравнительно простого получения многокомпонентных слоев и нанесения насыщающей обмазки на отдельные участки деталей; совмещение ХТО с последующей термообработкой.

В результате изотермического и термоциклического бороалитирования (рис. 3.18) на поверхностях образцов из сталей Ст20 и У12А получены диффузионные слои переменной толщины со сложной морфологией структурно-фазового состава (рис. 3.19 и 3.20) в зависимости от режимов термоциклирования [35].

После изотермического диффузионного насыщения образцов из углеродистой стали Ст20 с 4-мя и 8-ю циклами термоциклирования бороалитированный слой толщиной 80 мкм состоит из располагающихся в нижней части светлой зоны перпендикулярно поверхности кристаллов длиной 10–15 мкм, направленных вглубь основы образцов (рис. 3.18). Содержание бора, соответствующее боридам

железа Fe_2B и FeB , обладающим существенно высокой твёрдостью 13 000–22 000 МПа, в кристаллах у поверхности образцов равно 24 % и по мере удаления в глубь бороалитированного слоя снижается до 11 % (ат.)

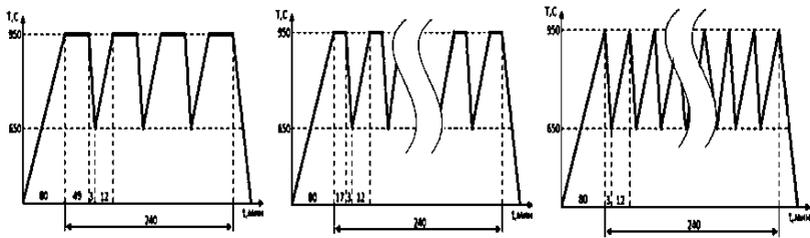


Рис. 3.18 – Схемы термоциклирования:
а – 4 цикла; б – 8 циклов; в – 16 циклов

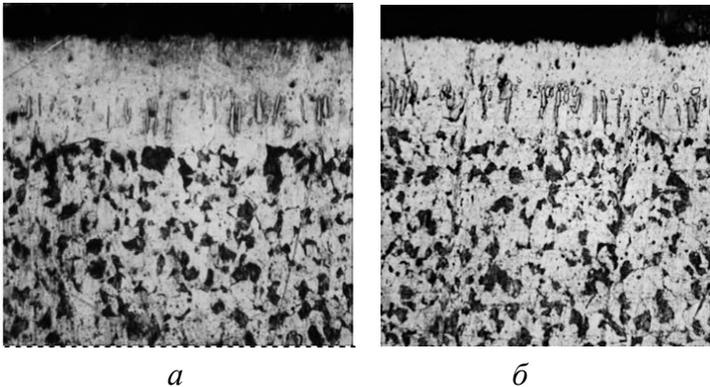


Рис. 3.19 – Микроструктуры бороалитированного слоя стали Ст20:
а – после термоциклирования с 4 циклами;
б – после термоциклирования с 16 циклами

При изотермической обработке на образцах из стали У12А образуется структура диффузионного слоя глубиной 80–100 мкм в виде «мозаичной» структуры, состоящей из

двух зон различной толщины после термоциклирования с 4 и 16 циклами: тёмной пористой зоны, плохо травящейся, расположенной на поверхности образца и зоны светлых округлых кристаллов, ниже которых находятся отдельные частицы (рис. 3.20). С увеличением циклов термоциклирования «нагрев – охлаждение» округлые кристаллы становятся более равноосными и располагаются отдельно друг от друга. Максимальное значение содержания бора после термоциклирования с 4 циклами составляет 3,9 % ат., а содержание алюминия – 3,7% ат. После обработки 16 циклами значение содержание бора составляет до 1,3–3,2 % ат., а максимальное содержание алюминия – 17 % ат.

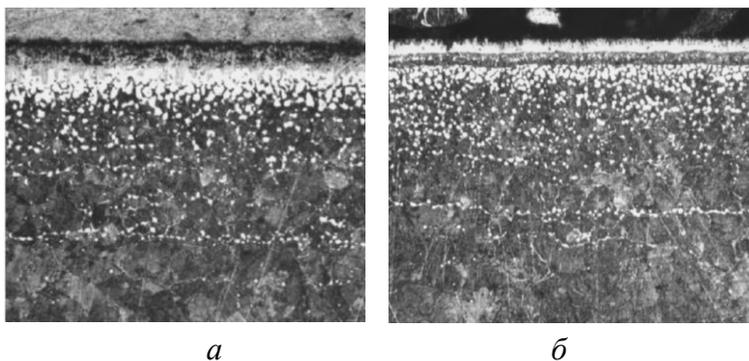


Рис. 3.20 – Микроструктуры бороалитированного слоя стали У12А:

а – после термоциклирования с 4 циклами;
б – после термоциклирования с 16 циклами

Формирование структуры бороалитированных слоев определяется выбранными режимами термоциклирования «нагрев – охлаждение» и изотермической обработки,

изменяя которые можно регулировать толщину, микроструктуру и фазовый состав бороалитированного слоя.

Хромоалитирование – разновидность ХТО, заключающаяся в комплексном диффузном насыщении поверхности металлов и сплавов хромом и алюминием. В зависимости от требуемых свойств хром и алюминий вводят в обрабатываемый поверхностный слой совместно (чаще) или раздельно (главным образом из газовой фазы).

Хромоалитирование производится при 950–1200 °С в течение 6–10 ч. Толщина (обычно 20–500 мкм), состав и свойства диффузионного слоя зависят от природы обрабатываемого сплава, метода и режима насыщения. При раздельном насыщении свойства поверхностного слоя существенно зависят от последовательности введения элементов. Подвергаются хромоалитированию изделия из стали, сплавов на основе никеля, молибдена, ниобия, тантала, кобальта, меди. Хромоалитирование придаёт изделиям высокую жаростойкость, сопротивление ползучести, эрозионную и коррозионную стойкость в среде азотной кислоты. Процесс применяется для повышения качества и надёжности рабочих лопаток турбин авиационных двигателей, деталей выхлопных систем, жаровых труб, камер сгорания, плазмообразующих сопел и т.д.

Хромосилицирование (chromosilicizing) – ХТО с одновременным насыщением поверхностного слоя металлов и сплавов Cr и Si с целью повышения износостойкости, жаростойкости и коррозионной стойкости в разных агрессивных средах. Наиболее распространено хромосилицирова-

ние в порошковых смесях на основе Cr и Si с отношением Cr : Si в пределах (90–87): (10–13) при 1 000–1 100 °С. Диффузионный слой на армко-железе представляет твёрдый раствор Cr и Si в α -Fe (α -фаза). На средне- и высокоуглеродистых сталях диффузионный слой состоит из карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и $(Cr, Fe)_7C_3$, легированных Si.

На рис 3.21 представлена схема установки для диффузионного хромосилицирования (ДХС) в расплаве солей, содержащих порошки ферросиликохрома [36].

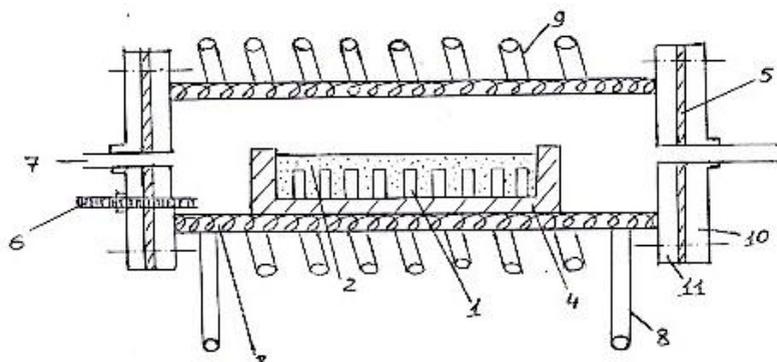


Рис. 3. 21 – Схема установки для ДХС в расплаве солей с нагревом ТВЧ [36]:

1 – образцы, 2 – расплав солей, 3 – камера индуктора керамическая в виде трубы, 4 – графитовая лодочка, 5 – асбестовая прокладка, 6 – вход для термопары, 7 – патрубки для подвода защитной атмосферы, 8 – 9 – меднотрубная обмотка индуктора, 10 – стальная крышка, 11 – стальные фланцы

ДХС позволяет существенно повысить износостойкость подвергаемых хромосилицированию деталей до 5 раз.

Глава 4. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

4.1. Термомеханическая обработка конструкционных сталей

Термомеханическая обработка (ТМО) – вид термической обработки, включающей пластическую деформацию, которая влияет на формирование структуры при фазовых превращениях, происходящих во время термического (теплого) воздействия.

Применительно к сталям термомеханическая обработка (ТМО) заключается в пластической деформации стали в состоянии аустенита, последующем охлаждении и фазовым превращением аустенита в мартенсит [2].

ТМО широко применяется как для сталей, так и для цветных сплавов. ТМО имеет следующие разновидности:

ПТМО – предварительная термомеханическая обработка; ВТМО – высокотемпературная термомеханическая обработка; ВТМПО – высокотемпературная термомеханическая поверхностная обработка; ВТМизО – высокотемпературная термомеханическая изотермическая обработка; НТМО – низкотемпературная термомеханическая обработка; НТМизО – низкотемпературная термомеханическая изотермическая обработка; ВНТМО – высоконизкотемпературная термомеханическая обработка; НВТМО – низково́сокотемпературная термомеханическая обработка.

У ПТМО пластическая деформация предваряет процесс термической обработки изделия (рис. 4.1).

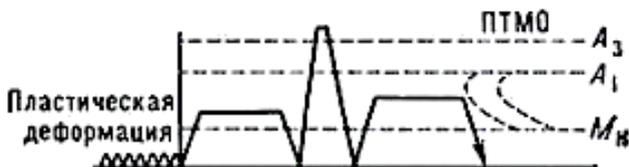


Рис. 4.1 – Схема проведения ПТМО конструкционных сталей

Для остальных разновидностей ТМО пластическая деформация осуществляется непосредственно в процессе термической обработки (рис. 4.2) выше порога рекристаллизации (ВТМО и ВТМОизО), ниже порога рекристаллизации (НТМО и НТМОизО), выше и ниже или ниже и выше порога рекристаллизации (ВНТМО и ВНТМО соответственно).

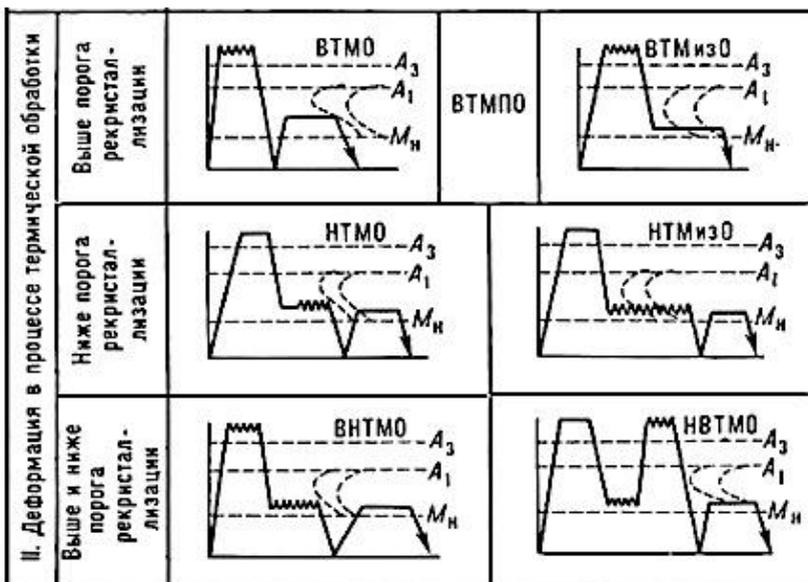


Рис. 4.2 – Схемы проведения разновидностей ТМО конструкционных сталей с проведением пластической деформации непосредственно в процессе термической обработки

Наиболее распространёнными видами ТМО сталей являются следующие (рис. 4.3) [37]:

- ВТМО путём деформирования аустенита в области его термодинамической стабильности с последующим охлаждением и превращением в мартенсит;

- НТМО (аусформинг) переохлаждённого аустенита при температурах ниже температуры рекристаллизации с последующим фазовым превращением аустенита в мартенсит.

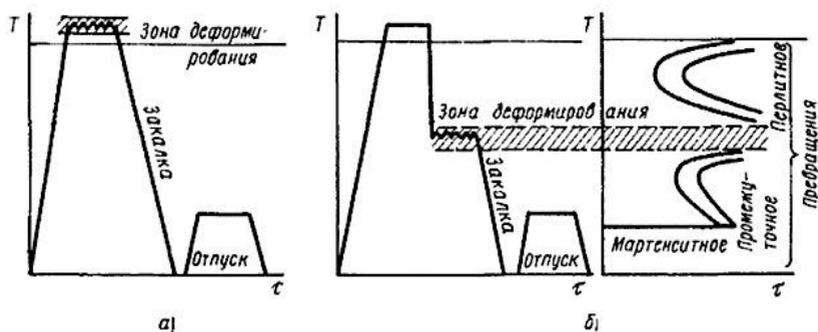


Рис. 4.3 – Схема режимов термомеханической обработки стали: а – ВТМО; б – НТМО

Схема проведения ВТМО и НТМО легированных конструкционных сталей приведены на рис. 4.4.

При проведении ВТМО детали нагревают выше температуры A_{c3} в области аустенита (рис. 4.5), пластически деформируют с обжатием 20–40 % и закалывают на мартенсит, а затем подвергают низкотемпературному отпуску. Данная обработка позволяет получить величину предела прочности $\sigma_B = 2\ 000\text{--}2\ 600$ МПа, предела текучести $\sigma_{0,2} = 1\ 900\text{--}2\ 200$ МПа и относительного удлинения $\delta = 7\text{--}8$ %.

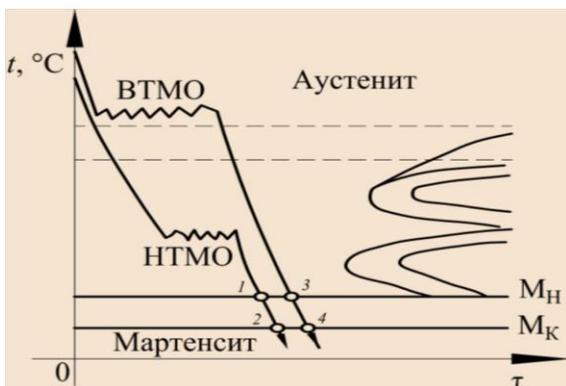


Рис. 4.4 – Схема проведения VTMO и NTMO легированных конструкционных сталей

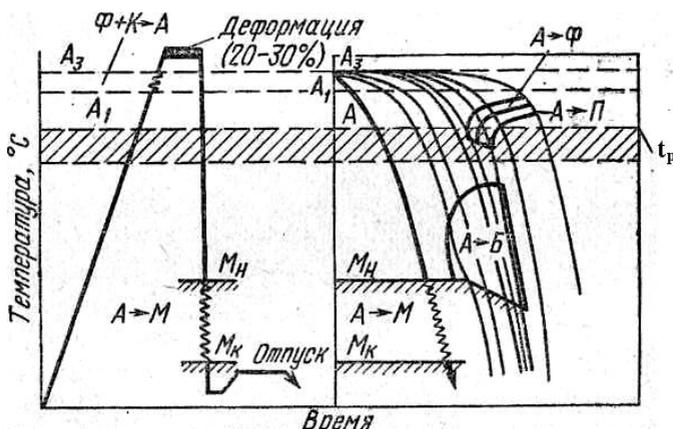


Рис. 4.5 – Схема проведения VTMO конструкционных сталей

За короткое время между окончанием процесса деформации и закалкой не успевают произойти рекристаллизация. В связи с этим наклёп и упрочнение, которые возникли при пластической деформации во время прокатки или штамповки, не устраняются и остаются в материале после его остывания. После закалки, к этому добавляется

еще упрочнение вследствие фазового наклепа твердой мартенситной структурой.

Мартенсит, образующийся при закалке в процессе ВТМО, кроме своих дислокаций, как бы наследует и те, которые возникли при наклепе. Чем короче промежуток времени между окончанием всех процессов, когда сталь имеет высокую температуру, тем больше сохранится дислокаций и тем больше будет эффект упрочнения. Практически этот отрезок времени составляет несколько секунд, в течение которых частично происходит рекристаллизация, что снижает эффект упрочнения. Рекристаллизация – один из главных недостатков способа высокотемпературной термомеханической обработки стали. Вследствие этого явления степень упрочнения при ВТМО не превышает 20–30 %.

В отличие от обычной ВТМО у одной из его разновидностей, а именно ВТМПО, сущность которой заключается в поверхностном нагреве детали током высокой частоты (ТВЧ) и в одновременной обкатке роликами, после закалки формируется и наследуется дополнительное мартенситное упрочнение поверхностного слоя детали. Вследствие разрыва по времени между наклёпом, совершаемым обкаткой роликами разогретого ТВЧ до аустенитного состояния поверхностного слоя детали, и закалкой в данном случае не происходит разупрочнения дополнительно мартенситного упрочнения поверхностного слоя детали.

По этой причине ВТМПО очень эффективна при упрочнении шеек и галтелей коленчатых валов, пальцев ша-

ровых опор подвески автомобиля и других ответственных деталей.

Ещё одной разновидностью ВТМО является контролируемая прокатка, представляющая собой эффективный способ повышения прочности, пластичности и вязкости низколегированных сталей [38–39]. Технология контролируемой прокатки заключается в выборе таких режимов прокатки и охлаждения после неё, которые обеспечивают получение мелкого и однородного зерна в готовом прокате, что, в свою очередь, обеспечивает более высокий уровень механических свойств, позволяя повысить предел текучести стали $\sigma_{0,2}$ на 10–30 %, ударную вязкость КСЧ – на 30 %. Контролируемая прокатка обсадных труб позволяет повысить ударную вязкость по сравнению с обычной прокаткой почти в два раза (рис. 4.6).

Для легированных конструкционных сталей, имеющих значительную устойчивость переохлаждённого аустенита, применима НТМО. При этом используется следующая технология: нагрев выше A_{c3} в области аустенита, переохлаждение аустенита до температуры 600–400 °С, обработка давлением с обжатием до 80–90 %, закалка на мартенсит, отпуск при 100–200 °С.

Пластическая деформация у НТМО, как и у ВТМО, вызывает наклёп аустенита. Рекристаллизации же в этих условиях не происходит. В процессе закалки образуется мартенсит, который, как и при ВТМО, наследует дислокации, а значит и упрочнение. При НТМО стали устраняется недостаток способа ВТМО: наиболее полно используется эффект

упрочнения от наклёпа, поскольку рекристаллизация практически отсутствует.

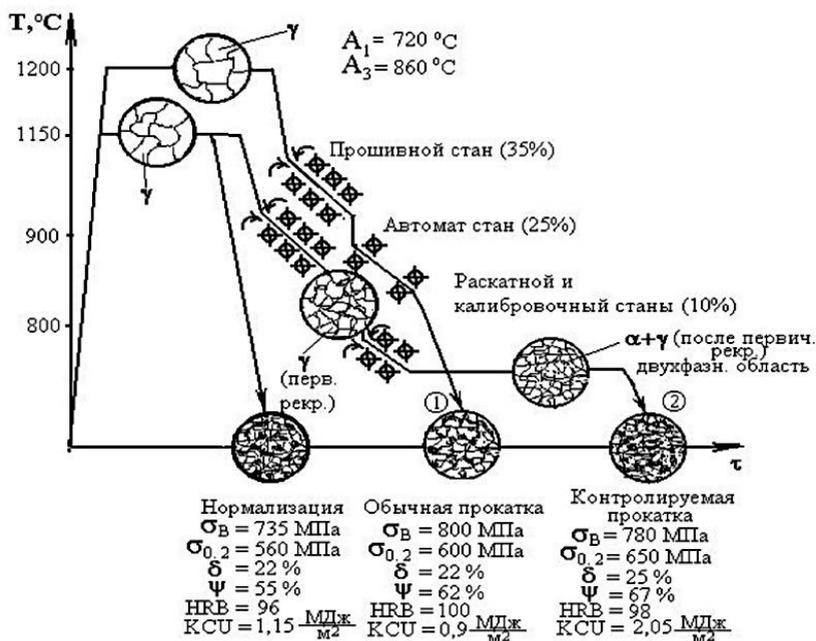


Рис. 4.6 – Схема получения высокопрочных обсадных труб из стали 15ГФБ после обычной (1) и контролируемой (2) прокатки [40]

Применение НТМО с низкотемпературным отпуском позволяет значительно увеличить предел прочности σ_B при пониженной ударной вязкости KCU (рис. 4.7). Вместе с тем стали, подвергнутые НТМО, имеют невысокое сопротивление хрупкому разрушению. Кроме того, НТМО требует высоких степеней деформации (75–95 %), для обеспечения которых требуется мощное оборудование, т.к. сталь прокатывается не в горячем, а в теплом состоянии.

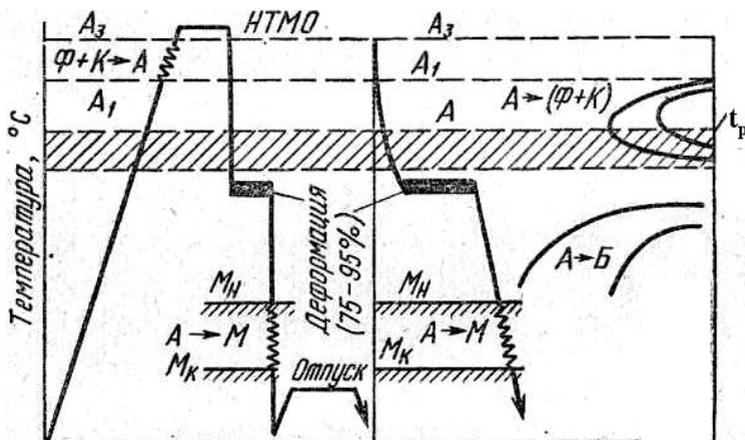


Рис. 4.7 – Схема проведения НТМО конструкционных сталей

Наилучший комплекс физико-механических свойств ТМО достигается в том случае, когда мартенсит образуется из аустенита, в котором прошла полигонизация. Исследования показали, что кристаллы мартенсита при фазовом превращении $A \rightarrow M$ «наследуют» особенности строения горячедеформированного аустенита. У сталей, подвергнутых ТМО, повышенная плотность дислокаций, дилокационные субграницы, что оказывает влияние на физико-механические свойства. Дополнительное воздействие на физико-механические свойства конструкционных сталей оказывают также такие разновидности ТМО как (рис. 4.8):

- ДМО-1 – деформация мартенсита с последующим отпуском;
- ДМО-2 – деформация мартенсита после ВТМО с последующим отпуском;

- МТО – деформация немартенситных структур на площадке текучести;
- МТО-1 – механико-термическая обработка деформацией при комнатной температуре со старением;
- МТО-2 – механико-термическая обработка деформацией при повышенных температурах со старением.

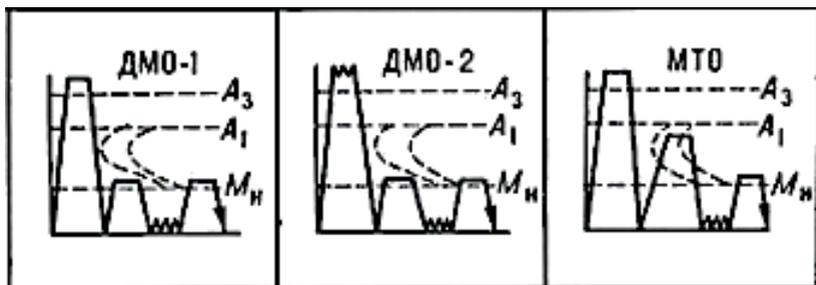


Рис. 4.8 – Схема проведения разновидностей ТМО конструкционных сталей ДМО-1, ДМО-2 и МТО

Отдельной разновидностью ТМО является технологический процесс НВТМУ – наследственного высокотемпературного термомеханического упрочнения (рис. 4.9), способствующий дополнительной реализации потенциальных возможностей ВТМО.



Рис. 4.9 – Схема проведения разновидностей ТМО конструкционных сталей НВТМУ

Длинномерные стальные изделия из стали (проволока, узкая полоса, профили, трубы малого диаметра) в результате холодной деформации после получения некоторой степени обжатия приобретают повышенную прочность и малую пластичность, что затрудняет последующую обработку давлением. Осуществление термической обработки (ТО), позволяющей восстановить пластические свойства стали, является составным компонентом процесса патентирования с реализацией деформации стального изделия до ТО (рис. 4.10). Наибольшее применение процесс патентирования получил в промышленном производстве стальной проволоки с очень высоким пределом прочности при достаточной пластичности и вязкости для последующей после ТО деформации.

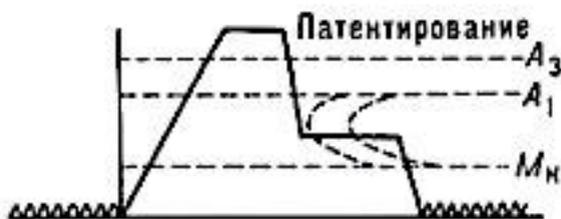


Рис. 4.10 – Схема процесса патентирования с реализацией деформации до и после ТО

Термическая обработка стальной проволоки при патентировании включает стадии аустенизации нагревом изделия до 870–950 °С, охлаждения до 500–650 °С (в зависимости от марки стали) в солевом или свинцовом расплаве с изотермическим превращением переохлажденного аустенита в структуру, состоящую из высокодисперсного

сорбита и некоторого количества троостита, и последующим охлаждением на воздухе или в воде. При этом происходит улучшение пластичности металла изделия и создаются благоприятные условия для проведения после ТО холодной деформации, которая обеспечивает получение изделия с очень высокой прочностью ($\sigma_B = 300\text{--}450 \text{ кг/мм}^2$) и упругостью при достаточном запасе пластичности.

4.2. Термомеханическая обработка дисперсионно-твердеющих конструкционных материалов

Термомеханическая обработка без полиморфного фазового превращения применяется для повышения пределов прочности и текучести материалов, подвергающихся закалке без полиморфного фазового превращения с получением пересыщенного твёрдого раствора и старению. При этом последовательно проводят следующие виды обработки: закалка, холодная пластическая деформация, старение, т.е., в отличие от ТМО с фазовым превращением аустенита в мартенсит, при термомеханической обработке без полиморфного фазового превращения сначала проводят закалку, а затем деформацию (рис. 4.11).

Упрочнение при термомеханической обработке без полиморфного фазового превращения обусловлено следующими двумя причинами [2]:

- повышением плотности дислокаций при холодной деформации;
- увеличением эффекта от превращений при старении.

Пластическая деформация ускоряет распад пересыщенного твёрдого раствора и увеличивает количество выделяющихся при старении дисперсных частиц упрочняющих фаз.

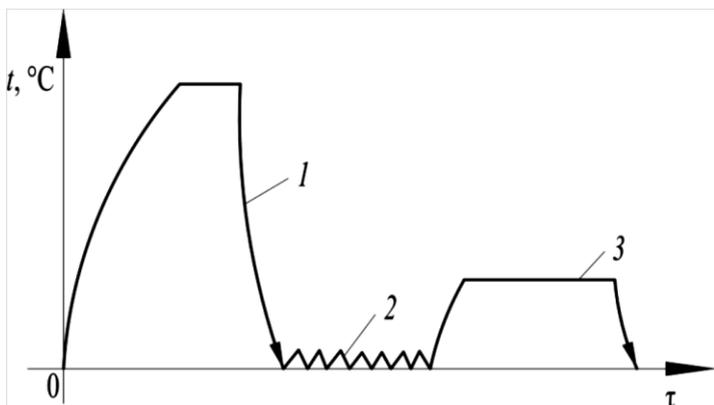


Рис. 4.11 – Типовая схема термомеханической обработки дисперсионно-твердеющих (старяющихся) материалов: 1 – закалка; 2 – холодная пластическая деформация; 3 – старение

Термомеханическая обработка сегодня является перспективным методом получения изделий из сталей и сплавов с необходимым комплексом свойств, обеспечивающим заметное повышение механических характеристик (прочности, вязкости и т.д.), что позволяет экономить до 15–40 % металла и более, т.е. повысить эффективность производства и увеличить долговечность изделий.

При ТМО процессы пластической деформации и термической обработки могут совмещаться в одной технологической операции, но могут проводиться и с разрывом по времени. Однако фазовые превращения при этом должны выполняться в условиях повышенной плотности дефектов кристаллической решётки, возникающих благодаря пла-

стической деформации металла. В условиях ТМО сочетание пластической и термической обработок для разных материалов определяется исходным структурным состоянием, чувствительностью к этим воздействиям и последствиям воздействия.

Механические свойства машиностроительных сталей после разных видов ТМО в среднем имеют вполне конкретные диапазоны значений (табл. 4.1).

Таблица 4.1

Механические свойства сталей после ТМО

Вид ТМО	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
НТМО	2 400–2 900	2 000–2 400	5–8	15–30
ВТМО	2 100–2 700	1 900–2 200	7–9	25–40

4.3. Термомеханическая обработка наплавкой и формирование покрытий плакированием

Сочетание базовых операций пластической деформации металла и термической обработки широко используется в термомеханических способах сварки и наплавки для повышения эффективности производства деталей машин и особенно их ремонта, поскольку трудоёмкость ремонта машин в несколько раз превышает трудоёмкость их изготовления. Среди термомеханических способов наплавки распространение получила электроконтактная наплавка совместным деформированием наплавляемого металла сварочной проволоки и поверхностного слоя основного металла изделия, нагретых в очаге деформации до пластического состояния короткими (0,02–0,04 с) импуль-

сами тока 10–20 кА (рис. 4.12) [42]. В результате каждого из последовательных электромеханических циклов процесса на поверхности металла основы образуется единичная площадка наплавленного металла, перекрывающая соседние. Деформация наплавляемого металла за цикл составляет 40–60 %.

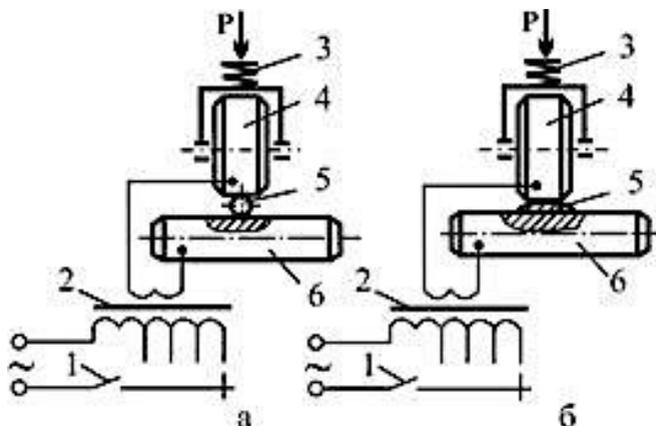


Рис. 4.12 – Схема электроконтактной наплавки [42]:
 а – начальное состояние; б – конечное состояние;
 1 – прерыватель тока; 2 – трансформатор; 3 – амортизатор;
 4 – ролик; 5 – присадочная проволока; 6 – деталь

Сплошной слой металла образуется по этой схеме путем наплавки спиралевидных перекрывающихся по ширине валиков металла (рис. 4.13).

Электроконтактная наплавка поверхности коленчатого вала ВА3-2101 (при подаче проволоки или ленты с порошковой присадкой) обеспечивает высокую производительность процесса (до 70 кг/см^2 при толщине наплавляемого слоя 1 мм), незначительную потерю присадочного материала и небольшую (до 0,5 мм) зону термического влияния (рис. 4.14).

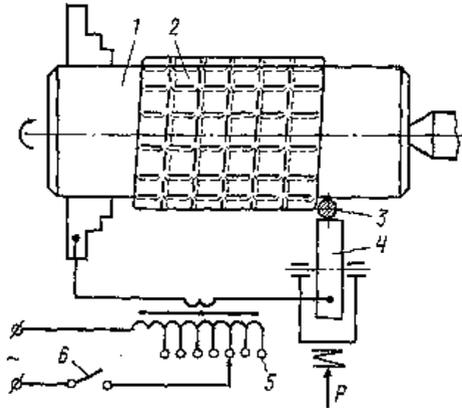


Рис. 4.13. Основная технологическая схема электроконтактной наплавки [42]:
 1 – наплавляемая деталь. 2 – наплавленный металл;
 3 – присалочная проволока. 4 – наплавляющий ролик;
 5 – трансформатор, 6 – прерыватель тока

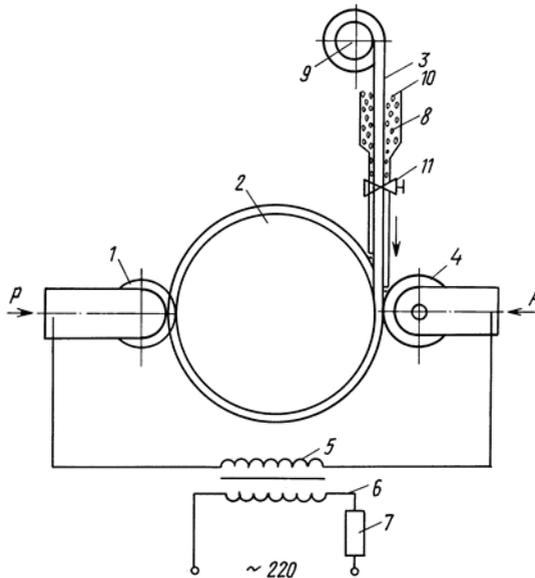


Рис. 4.14 – Схема электроконтактной наплавки поверхности коленчатого вала ВА3-2101 [51]

На токарном станке или на специальной установке, индивидуальной или выполненной на базе специализированного модуля автоматической линии закрепляется деталь (2), на поверхность которой подается проволока, лента (3) с барабана подачи (9) через бункер (10), из которого поступает порошок (8) через вентиль (11). Обработка подаваемой проволоки и порошка производится с помощью роликов (4), на которые подается электроток через трансформатор (5, 6) с прерывателем (7). Для уменьшения перегрева детали ток для наплавки подают импульсами, а в зону сварки подают охлаждающую жидкость. При наплавке, точнее приварке, ленты толщиной 0,3–0,4 мм рекомендуется емкость батарей конденсаторов 6 400 мкФ. Сварка происходит при напряжении 325–380 В. С увеличением диаметра и толщины ленты напряжение необходимо увеличивать.

Наряду с электроконтактным способом наплавки при ремонте машин применяется термомеханическая обработка металлопокрытий, предварительно нанесенных плазменным, детонационным, гальваническим и другими методами (рис. 4.15 и 4.16) [43].

На рис. 4.15 изображена схема осуществления процесса наплавки и предварительного деформирования наплавленного металла; на рис. 4.16 – схема осуществления низкотемпературного термомеханического упрочнения наплавленного металла.

Наплавку производят сварочной проволокой, химический состав которой обеспечивает большую устойчи-

вость переохлажденного аустенита в интервале низкой температуры (сварочная проволока изготовленная, из стали 10X11НВМФ, например, обеспечивает большую устойчивость переохлажденного аустенита при температуре от 700 до 300 °С).

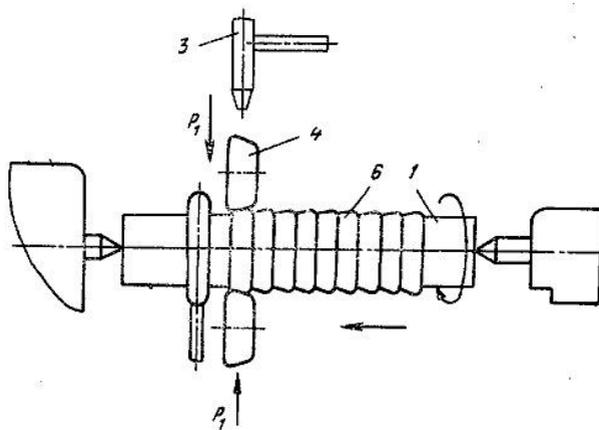


Рис. 4.15 – Схема осуществления процесса наплавки и предварительного деформирования наплавленного металла [43]

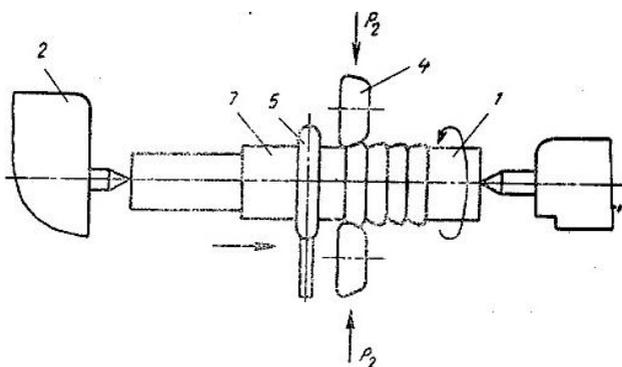


Рис. 4.16 – Схема осуществления низкотемпературного термомеханического упрочнения наплавленного металла [43]

Вначале наплавляемый металл в процессе наплавки деформируют роликами 4 в интервале температуры 900–950 °С с прилагаемым усилием $P_1 = 250\text{--}300 \text{ кг}$ с целью устранения металлургических дефектов – пор, различного рода трещин и прочих дефектов. После наплавки производят охлаждение детали на воздухе до температуры, обеспечивающей необходимую устойчивость и пластичность переохлажденного аустенита. Затем наплавленный металл подвергают вторичной деформации роликами 4 с усилием $P_1 = 1200\text{--}1300 \text{ кг}$ с одновременным охлаждением с помощью системы 5.

Деформирование наплавленного металла в интервалах высокой и низкой температуры приводит к устранению металлургических дефектов и получению измельченной структуры, а следующее за этим охлаждение дает упрочнение значительно большее, чем сумма упрочнений от действия этих факторов в отдельности. Применение этого способа позволяет повышать прочность и износостойкость металлического покрытия, а также обеспечивает технико-экономическую эффективность восстановления деталей машин.

При производстве толстых и тонких листов, полос, лент, фасонных профилей, прутков, проволоки и силовых кабелей низкого и сверхвысокого напряжения применяются разнообразные способы плакирования металлическим или неметаллическим материалом с помощью горячей сварки ковкой, прокаткой, штамповкой и экструдированием. Плакированные изделия получают из специальных

многослойных слитков или из заготовок, полученных наплавкой, электрошлаковой сваркой, сваркой взрывом, а также из составных герметизированных заготовок-пакетов [44–52]. Плакирование поверхностей металлических изделий часто сопровождается температурно-временной сваркой с последующей деформацией заготовки [45].

Плакирование металлов – это термомеханическое нанесение на его поверхность тонкого защитного слоя другого металла или сплавов [46]. Плакирование применяют для того, чтобы создать на поверхности материала слой, обладающий определенными свойствами. Это может быть твердость и износостойкость, а также устойчивость к возникновению коррозии, высоким температурам, эрозии. Таким способом можно не только создавать оборудование и детали, но и восстанавливать их после изнашивания. Толщина защитного покрытия может составлять от десятой доли до нескольких миллиметров (3–40 % от толщины металла изделия, на который наносится покрытие) [47].

В процессах производства листовой, ленточной и полосовой стали на металлургических предприятиях полуфабрикат изделий плакируют оловом, медью, цинком и пленками других металлов. Развитие промышленности полимерных материалов послужило основой для перехода от металлических к более технологичным и экономичным полимерным покрытиям. Понятие плакирование расширилось и применительно к процессам изготовления металлополимерных материалов и изделий стало оз-

начать получение на длинномерном металле пленки покрытия, формируемого из полимера [49–50].

Металл, плакированный пленками полимеров, получают также путем термопластичного плавления или терморезистивного отверждения полимера непосредственно в рулоне при заданной температуре [50]. Процесс состоит из подготовки поверхности листового металла (обезжиривание, очистка от ржавчины, нанесение промежуточных подслоев, хромирование, фосфатирование и т.п.) и формирование металлополимерного блока путем сматывания исходных материалов в рулон с соответствующим натяжением (рис. 4.17).

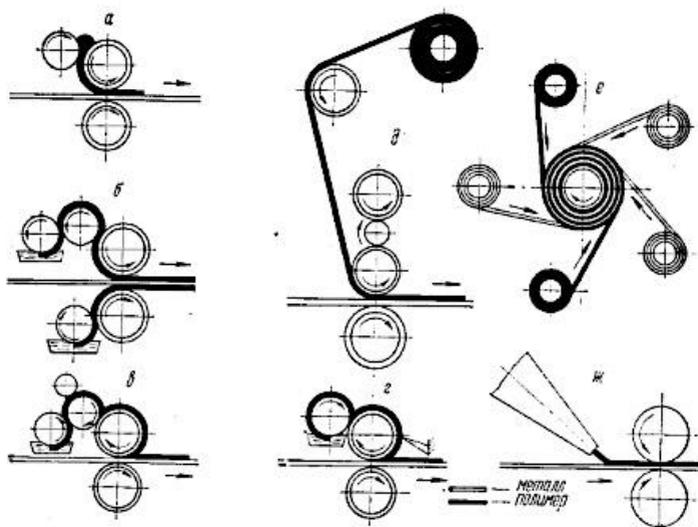


Рис. 4.17 – Схема плакирования металла [50]:
 а, б, в, г – валками при прямом (а, б) и обратном (в, г) направлении движения; д, е, ж – из пленки рулонной (д, е) и экструдированной непосредственно при плакировании (ж)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Термическая обработка металлов и сплавов. – URL: <https://extxe.com/13671/termicheskaja-obrabotka-metallov-i-splavov/>.

2. Материаловедение. Теория и технология термической обработки: учеб. пособие / Г.Н. Гаврилов, Е.Н. Каблов, В.Т. Ерофеев [и др.]; под ред. Е.Н. Каблова и Г.Н. Гаврилова. – Саранск: Изд-во Мордов. ун-та, 2019. – URL: http://openedo.mrsu.ru/pluginfile.php/77944/mod_resource/content/1/Материаловедение_Теория%20и%20технология%20термической%20обработки.pdf. – ISBN 978-5-7103-3881-0.

3. Чудина, О.В. Теория и практика термической обработки металлов: учебно-метод. пособие к мультимедийному изданию / О.В. Чудина, Г.В. Гладова, А.В. Остроух. – Москва: МАДИ, 2013. – 64 с. – URL: <http://lib.madi.ru/fel/fel1/fel13E153.pdf>. – ISSN: 978-5-7962-0149-7.

4. Картонова, Л.В. Теория и технология термической обработки: учеб. пособие / Л.В. Картонова, В.А. Кечин. – Владимир, 2020. – 128 с. – URL: <https://dspace.www1.vlsu.ru/bitstream/123456789/8725/1/02082.pdf>. – ISBN 978-5-9984-1156-4.

5. Теория термической обработки. – URL: <http://osvarke.info/164-teoriya-termicheskoy-obrabotki.html>.

6. Термическая обработка стали: режимы, виды, этапы. – URL: <https://nzmetallspb.ru/prochee/termicheskaya-obrabotka-stali-rezhimy-vidy-naznachenie.html>.

7. Термическая обработка стали. – URL: <https://www1.stankiexpert.ru/spravochnik/materialovedenie/termicheskaya-obrabotka-stali.html>.

8. Мартенсит и мартенситные превращения в сталях. – URL: <https://nauka.club/materialovedenie/martensit-imarten-sitnye-prevrashcheniya-v-stalyakh.html>.

9. Термическая обработка стальных деталей машин, инструментов и отливок: курсовая работа по металлографии и термообработке / сост. Н.П. Морозов, В.В. Уваров, В.С. Уварова; Самар. Гос. аэрокосм. ун-т. – Самара, 1995. – 132 с.

10. Рекристаллизационный отжиг и его отличия от других видов термообработки стали. – URL: <https://tutmet.ru/rekristallizacionnyj-diffuzionnyj-izotermicheskij-gomogenizirujushhij-otzhig.html>.

11. Отжиг стали как вид термической обработки. Технология металлов. – URL: <https://fb.ru/article/271195/otjig-stali-kak-vid-termicheskoy-obrabotki-tehnologiya-metallor>.

12. Отжиг и нормализация. – URL: <http://osvarke.info/165-http://osvarke.info/165-otzhig-i-normalizaciya.html>.

13. Ликвация в сплавах: учеб. электр. текст. издание / сост. Л.А. Мальцева, С.В. Гриб, А.В. Столбовский. – Екатеринбург: Изд-во ГОУ ВПО УГТУ–УПИ, 2006. – URL: https://study.urfu.ru/Aid/Publication/406/1/Likvatsia_Vel.pdf.

14. Отжиг стали. – URL: <https://www.adamantsteel.ru/info/articles/otzhig-stali/>.

15. 5 способов быстрой и эффективной закалки металла. – URL: <https://martensit.ru/termoobrabotka/zakalka-metalla/>.

16. Закалка без полиморфного превращения. – URL: <https://heattreatment.ru/zakalka-bez-polimorfного-prevrasheniya>.

17. Поверхностная закалка. – URL: <https://dprm.ru/materialovedenie/poverhnostnaa-zakalka> и https://bstudy.net/629052/tehnika/poverhnostnaya_zakalka.

18. Сорокин, В.К. Основы материаловедения и конструкционные материалы: учеб. пособие / В.К. Сорокин. – Нижний Новгород, 2006. – 224 с.: ил. – URL: <https://search.rsl.ru/ru/record/01003141914>. – ISBN 5-93272-393-9.

19. Отпуск стали: виды и характеристика, особенности технологии и отпускная хрупкость, термообработка сплавов. – URL: <https://tutsvarka.ru/vidy/otpusk-stali-vidy-i-harakteristika-osobennosti-tehnologii-i-otpusknaya-hrupkost-termoobrabotka-splavov>.

20. Герасимова, Н.С. Химико-термическая обработка: учеб. пособие по курсу «Материаловедение» / Н.С. Герасимова. – URL: <https://m5kf.ru/upload/files/61e7f7d2bf.pdf>.

21. Химико-термическая обработка металлов и сплавов; виды, назначение. – URL: <https://intehstroy-spb.ru/spra-vochnik/himiko-termicheskaya-obrabotka-metallrov.html>.

22. Цементация, нитроцементация и азотирование стальных изделий: учеб. пособие / М.В. Майсурадзе, М.А. Рыжков, С.В. Беликов и др. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2021. – 102 с. – URL: https://elar.urfu.ru/bitstream/10995/100297/1/978-5-7996-3199-4_2021.pdf. – ISBN 978-5-7996-3199-4.

23. Ибрагимов, Х.М. Основы технологических процессов термической обработки стали: учеб. / Х.М. Ибрагимов, В.И. Филатов, В.Л. Ильичёв. – Челябинск: Издат. центр ЮУрГУ, 2009. – 68 с. – URL: https://lib.susu.ru/ftd?base=SUSU_METHOD&key=000439032&dtype=F&etype=.pdf.

24. Цианирование и нитроцементация стали: назначение, особенности технологии. – URL: <http://metall.org/obrabotka/prochie/tsianirovanie-nitrotsementatsiya-stali.html>.

25. Борирование стали. – URL: <https://stankiexpert.ru/spravochnik/materialovedenie/borirovanie-stali.html>; <https://heattreatment.ru/borirovanie-stalej>.

26. Электролитическое борирование. – URL: <https://metal-archive.ru/boridnye-pokrytiya/112-elektroliticheskoe-borirovanie.html>.

27. Насыщение металлов металлами: диффузионная металлизация. – URL: <https://metallobaza-sm.ru/obrabotka-metallov/diffuzionnaya-metallizaciya.html>.

28. Заблоцкий, В.К. О некоторых особенностях строения алитированного слоя / В.К. Заблоцкий, М.Я. Белкин, А.И. Шимко, Е.Н. Хмиль // Вісник Приазовського Державного Технічного Університету. – 2006. – Вып. № 16. – С. 1–4.

29. Внутренние напряжения в закаленной стали. – URL: <http://www.tehnoinfra.ru/tehnologijaobrobotki/13.html>.

30. Ланчиков, Д.А. Сравнительная характеристика методов борирования / Д.А. Ланчиков. – URL: <http://www.edu.secna.ru/media/f/metall.pdf>.

31. Ланчиков, Д.А. Особенности метода борирования среди методов химико-термической обработки (ХТО) / Д.А. Ланчиков. – URL: <http://edu.secna.ru/media/f/metall.pdf>.

32. Мишустин, Н.М. Структура и свойства износостойких слоев, полученных на стали 65Г высокоскоростным борированием / Н.М. Мишустин, А.В. Ишков, В.В. Иванайский. – URL: <http://www.edu.secna.ru/media/f/metall.pdf>.

33. Технология силицирования. – URL: <http://www.tehnoinfra.ru/tehnologijaobrobotki/47.html>.

34. Лахтин, Ю.М. Химико-термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин, Б.Н. Арзамасов. – Москва: Металлургия, 1985. – 256 с. – URL: <https://lib-bkm.ru/load/88-1-0-2487>.

35. Исследование влияния процесса бороалитирования в пастах на повышение стойкости деталей литейной оснастки / И.Г. Сизов, У.Л. Мишигдоржийн, А.Н. Телешев, Д.М. Махаров // Технология металлов. – 2011. – № 8. – С. 23–26. – URL: <https://elibrary.ru/contents.asp?id=33681245>.

36. Шарипзянова, Г.Х. Повышение износостойкости деталей из порошковых материалов для автомобилестроения проведением диффузионного хромосилицирования / Г.Х. Шарипзянова, Ж.В. Еремеева. – URL: <https://docplayer.com/27106208-Povyshenie-iznosostoykosti-detaley-iz-poroshkovyh-materialov-dlya-avtomobilstroeniya-putem-provedeniya-diffuzionnogohromosilicirovaniya.html>.

37. Кодрон, К. Горячая обработка металлов / К. Кодрон. – Москва, 2013. – Т. 2 – 333 с. – URL: <https://bookree.org/reader?file=636102>.

38. Прокатка контролируемая. – URL: <https://mashxxl.info/info/1688/>.

39. Контролируемая прокатка низколегированных сталей. – URL: <https://industrial-wood.ru/struktura-defor-mirovannyh-metallov/12162-kontroliruemaya-prokatka-nizko-legirovannyh-staley.html>.

40. Швейкин, В.П. Основные параметры высокотемпературной термо-механической обработки, влияющие на свойства проката / В.П. Швейкин, А.А. Федорова. – URL: https://elar.urfu.ru/bitstream/10995/33390/1/itvmim_2014_36.pdf.

41. Юхвец, И.А. Производство высокопрочной проволочной арматуры / И.А. Юхвец. – Москва: Metallurgia, 1973. – 264 с. – URL: https://www.studmed.ru/yuhvec-i-a-proizvodstvo-vysokoprochnoy-provolochnoy-armatury_d132c57ae11.html.

42. Способ электроконтактной наплавки металлов. – URL: https://metallicheskiy-portal.ru/articles/svarka/naplavka/elektrokontaktnaa_naplavka/1.

43. Авторское свидетельство СССР № 387005 Способ термомеханической обработки металлопокрытий. – Бюллетень изобретений № 27. – 1973. – URL: <https://patents.su/2-387005-sposob-termomekhanicheskoyj-obrabotki-metallopokrytij.html>.

44. Электроконтактная наплавка. – URL : https://studopedia.ru/15_15748_elektrokontaktnaya-naplavka-ekn.html.

45. Особенности и преимущества технологии плакирования. – URL : <https://armrinok.ru/splavy/plakirovanie-eto.html>.

46. Плакирование металлов. – URL: <https://molotokrus.ru/plakirovanie-eto-nanesenie-pokrytiya-sposobom/>.

47. Формирование поверхностных слоев. – URL : <https://vlg-cm.ru/metally/plakirovka-alyuminiya-eto.html>.

48. Экструзия кабеля. – URL : https://ru.hntcabletec.com/Extrusion_Production_Line.html.

49. Плакирование металлов полимерами. – URL : <https://www.chem21.info/info/1659969/>.

50. ГОСТ 17035. Пластмассы. Методы определения толщины пленок и листов. – URL: <https://docs.cntd.ru/document/1200020812>.

51. Патент РФ № 2 200 650 С2. Способ электроконтактной наплавки поверхностей деталей. – URL: https://yandex.ru/patents/doc/RU2200650C2_20030320.

52. Восстановление деталей контактной приваркой. – URL: <https://stroy-technics.ru/article/vosstanovlenie-detalei-kontaktnoi-privarkoi-i-napekaniem-metallicheskogo-sloya>.

Учебное издание

Белевитин Владимир Анатольевич

Термическая обработка
конструкционных материалов

Учебное пособие

ISBN 978-5-907611-47-4

Работа рекомендована РИС ЮУрГГПУ
Протокол №26, 2022 г.

Издательство ЮУрГГПУ
454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 69
Редактор Л.Н. Корнилова
Технический редактор

Подписано в печать 07.04.2022 г.
Формат 60x84/16 Объем
5 уч.-изд. л. (10,4 усл. п.л.)
Тираж 100 экз. Заказ №

Отпечатано с готового оригинал-макета

в типографии ЮУрГГПУ
454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 69