

Учреждение образования
«БЕЛОРУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
ЛАБОРАТОРНЫЙ ПРАКТИКУМ**

В 3-х частях

**Часть 2. Строение сплавов и их термическая
и химико-термическая обработка**

*Рекомендовано
учебно-методическим объединением по химико-технологическому
образованию в качестве учебно-методического пособия
для студентов учреждений высшего образования
по химико-технологическим специальностям*

Минск 2025

УДК [620.22+621.7/.9](076.5)(075.8)

ББК 30.3я73

М34

Авторы:

*И. В. Войтов, Д. В. Куис, Н. А. Свидунович, С. Е. Бельский,
И. Е. Григорьев, А. С. Раковец, О. Ю. Цынкович, Д. Д. Гордиенко*

Под редакцией *Д. В. Куиса, Н. А. Свидуновича*

Рецензенты:

кафедра «Технологии металлов» Белорусско-Российского
университета (кандидат технических наук, доцент,
заведующий кафедрой *Д. И. Якубович*;
доктор технических наук, профессор *Ф. Г. Ловшенко*;
кандидат технических наук, доцент *И. А. Лозиков*);
кандидат физико-математических наук, ведущий научный
сотрудник лаборатории тугоплавкой керамики и наноматериалов
ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению» *В. С. Урбанович*

Все права на данное издание защищены. Воспроизведение всей книги или ее части не может быть осуществлено без разрешения учреждения образования «Белорусский государственный технологический университет».

**Материаловедение и технология конструкционных мате-
риалов. Лабораторный практикум** : учеб.-метод. пособие для сту-
дентов химико-технологических специальностей : в 3 ч. / И. В. Вой-
тов, Д. В. Куис, Н. А. Свидунович [и др.] ; под ред. Д. В. Куиса,
Н. А. Свидуновича. – Минск : БГТУ, 2025. – Ч. 2 : Строение спла-
вов и их термическая и химико-термическая обработка. – 150 с.
ISBN 978-985-897-178-6.

Учебно-методическое пособие состоит из трех частей. Первая часть была издана в 2024 г. Во второй части приводятся основные сведения о кристаллизации металлов и сплавов, построении диаграммы состояния сплавов методом термического анализа, описывается анализ диаграмм состояния сплавов, в частности диаграммы Fe-Fe₃C, так как основа научного материаловедения – это диаграммы состояния сплавов.

С одной стороны, практикум предназначен для решения задач подбора основных промышленных, а также новых перспективных материалов, а с другой – для выбора эффективных методов обработки материалов с целью повышения надежности и долговечности изготавливаемых из них изделий в зависимости от наиболее типичных условий их эксплуатации.

УДК [620.22+621.7/.9](076.5)(075.8)

ББК 30.3я73

ISBN 978-985-897-178-6 (Ч. 2)
ISBN 978-985-897-176-2

© УО «Белорусский государственный
технологический университет», 2025

ВВЕДЕНИЕ

Методы массового производства стали были открыты в середине XIX в. К этому времени относятся и первые металлографические исследования железа и его сплавов. В России в 1830-х гг. П. П. Аносов (1796–1851) применил микроскоп для изучения структуры сталей и ее изменений послековки и термической обработки. За рубежом первые микроскопические исследования были проведены в 1860-х гг. Г. К. Сорби (1826–1908) и А. фон Видманштеттен (1754–1849). Они независимо друг от друга изучали структуру железных метеоритов. Позднее было доказано, что структура метеоритного железа почти ничем не отличается от обычного. В своих исследованиях Г. К. Сорби не ограничивался описанием наблюдаемой структуры, а зарисовывал то, что видел под микроскопом.

Для практики важнее металлографические исследования строения железа и сплавов на его основе в зависимости от состава, режима тепловой обработки и т. д. Вскоре появились книги с фотографиями микроструктур железоуглеродистых сплавов. Авторами первых и достаточно полных монографий о металлографии сплавов на основе железа, которые вышли в свет во второй половине XIX – начале XX в., были А. А. Ржешотарский (Россия), А. Мартенс и Е. Гейн (Германия), Г. М. Хоу (США). В Москве в 1972 г. был издан трехтомный металлографический атлас «Металлография железа» коллектива авторов (пер. с англ.; редактор русского издания Ф. Н. Тавадзе).

Ранее говорилось о том, что металловедение как наука возникло в XIX в., но основы именно научного металловедения были заложены выдающимся русским металлургом Д. К. Черновым (1839–1921), который за свои работы был назван в литературе отцом металлографии.

Работы Д. К. Чернова, имеющие мировое значение, позволили создать научные основы многих технологических процессов и в первую очередь производства и наиболее рациональной термической обработки высококачественных сталей.

Продолжением трудов Д. К. Чернова явились исследования большой группы ученых: Н. В. Гутовского, А. А. Ржешотарского, Н. П. Чижевского, А. А. Байкова (Россия), Ф. Осмонда (Франция),

У. Ч. Робертс-Остена (Англия), Г. В. Розебома (Нидерланды), П. Геренса (Германия) и др.

В начале XX в. значительную роль в развитии металловедения сыграли работы Н. С. Курнакова (1860–1940), который применил для исследования металлов методы физико-химического анализа (электрический, дилатометрический, магнитный и др.).

Большое значение в развитии металловедения и термической обработки имели труды таких ученых, как В. Юм-Розери и Н. Ф. Мотт (Англия), Ф. Зейтц, Э. Бейн и Р. Мейл (США), Ф. Веллер (Германия) и др.

В Республике Беларусь создана известная школа в области материаловедения. Ее представителями являются академики С. А. Астапчик, П. А. Витязь, А. И. Гордиенко, А. Л. Ласковнев, Е. И. Марукович, члены-корреспонденты НАН Беларуси Ф. И. Пантелеенко, А. Ф. Ильющенко, профессора В. М. Константинов, Ф. Г. Ловшенко, А. А. Шипко, А. Т. Волочко, Б. М. Немененок, М. В. Ситкевич, В. М. Капцевич и др.

Достижения в области физики прочности и пластичности за последние годы позволили перевести физическое металловедение на качественно новый уровень и обеспечили небывалый прогресс в разработке конструкционных и инструментальных материалов в различных областях техники. Исследования реальной структуры твердых тел показали принципиальную возможность получения материалов с прочностью межатомных связей.

Материаловедение – наука о природе, свойствах и поведении материалов на основе металлов, неметаллических элементов оксидных систем, неоксидных металлоподобных и неметаллических соединений, а также о закономерностях процессов их получения, структурообразования, соединения и разрушения. Это наука, определяющая принципы «конструирования» и создания новых материалов, разработки их технологий и установления областей применения.

Таким образом, современное материаловедение – огромный массив знаний, требующий понимания новых разделов фундаментальных наук, а также процессов структурообразования и разрушения материалов, проблем анализа и диагностики материалов, методов компьютерного моделирования в материаловедении и др.

В современной науке принято представление об иерархии структурных уровней материалов, которые можно рассматривать

как частный случай иерархии структурных уровней материи в целом, описываемый понятием «квантовая лестница в строении материи» (В. Вайскопф).

Квантовая лестница представляет собой последовательность структурных состояний материи, реализуемых путем поэтапного увеличения (или уменьшения) передаваемой энергии.

В науке о материалах наиболее важна нижняя часть квантовой лестницы. Разнообразие структурных состояний в конденсированных средах (жидкое, аморфное, нано-, поли- и монокристаллическое) позволяет гибко и всесторонне с помощью внешних относительно низкоэнергетических воздействий управлять физико-механическими, тепло- и электрофизическими, магнитными, физико-химическими и другими свойствами материалов.

Десять вопросов, приведенных ниже, могут помочь проектировщику определить наиболее эффективный материал для конкретного применения. При таком анализе каждый вопрос задается по отношению к определенным материалам и процессам. Список рассматриваемых материалов должен быть расширен, если ответ на хотя бы один из десяти вопросов неясен.

1. Есть ли необходимость в использовании данного материала?
2. Превосходят ли характеристики данного материала требуемые?
3. Является ли применение данного материала экономически выгодным?
4. Имеется ли другой материал, превосходящий данный?
5. Может ли это быть сделано менее дорогостоящим методом?
6. Может ли использоваться стандартный материал?
7. С учетом требуемого количества может ли применяться менее дорогостоящий способ механической обработки?
8. Требуется ли вложение большего, чем обычно, количества рабочей силы, средств и затрат?
9. Возможно ли снижение стоимости без влияния на качество?
10. Вы бы отказались от приобретения данного материала за свой счет по причине высокой стоимости?

Окончательное решение о выборе материала должно быть основано на всех данных, собранных в ходе процесса принятия решения. И для военных, и для гражданских проектов разработчики должны хорошо знать требования к прочности, вязкости разрушения, коррозионной стойкости и сопротивлению износу. Первичные факторы выбора материала, внесенные в список, должны учитываться в

каждом случае, когда решение должно быть принято «за» (или «против») конкретный конструкционный материал:

- функциональные требования и ограничения;
- механические свойства;
- конструктивное решение;
- возможные альтернативные материалы;
- технологичность;
- коррозионная стойкость и сопротивление износу;
- стабильность;
- особые свойства;
- стоимость.

Термическая обработка представляет собой один из основных способов изменения и управления свойствами углеродистой стали. Являясь самым распространенным конструкционным материалом, углеродистая сталь очень редко применяется без термической обработки, так как даже в горячекатаном состоянии она часто имеет неудовлетворительную структуру, большие внутренние напряжения, обладает анизотропностью свойств и требует термической обработки (нормализации) для исправления структуры, снижения внутренних напряжений и повышения механических свойств – характеристик прочности, пластичности и особенно ударной вязкости.

Любая термическая обработка заключается в том, что изделие из углеродистой стали нагревают до заданной температуры, делают выдержку и охлаждают с определенной скоростью. Очень часто изделия, нагретые до одной и той же температуры, но охлажденные с различными скоростями, приобретают совершенно разные механические свойства.

Термическая обработка железоуглеродистых сплавов включает следующие операции: отжиг, нормализацию, закалку и отпуск.

Стали, которые должны подвергаться глубокой вытяжке (штамповка кузовов автомобилей, гибка или вытяжка метизных изделий и т. п.), должны иметь очень высокие пластические свойства, а внутренние напряжения должны быть минимальными. В этом случае применяется термическая операция, которая называется отжигом.

Исходя из поставленных задач в Республике Беларусь по получению университетского образования, инженеры всех технических специальностей должны иметь теоретические представления о роли электронной структуры (зонной структуры) твердых тел, об

их электрофизических (включая явления сверхпроводимости, сегнето- и пьезоэлектрические свойства) и магнитных свойствах, определяемых электронной структурой, о дефектах в реальных кристаллах и о теоретической и реальной прочности материалов.

Поскольку материалы являются многокомпонентными и многофазными системами и имеют к тому же развитую или активную поверхность, инженеры технических специальностей должны иметь представления о топахимических реакциях, гетерогенном катализе и поверхности материалов как источнике дефектов и их неравновесности, а также об аспектах электрохимии как основы для понимания процессов коррозии материалов, электролиза растворов и расплавов и создания твердых электролитов. Формулу инженерного материаловедения обычно представляют как «состав – структура – свойства».

От структурных особенностей материалов во многом зависит комплекс их разнообразных свойств, методы и способы определения которых являются очень важными для практической подготовки инженеров. Современная аппаратура для определения механических, электрофизических, теплофизических и других свойств материалов очень быстро совершенствуется, поэтому в любом техническом университете должны быть такие лаборатории.

Очень важным для инженера в современном мире является использование компьютерных технологий при аттестации и диагностике материалов и, прежде всего, при обработке и визуализации результатов дефектоскопии и интроскопии, что позволяет надежно идентифицировать и локализовать в материалах дефекты разного происхождения.

Противоположные структурообразованию явления разрушения материалов реализуются под воздействием внешних электрических полей. В результате аккумуляции энергии происходит постепенная деградация структуры и полная деструкция материала, а продукты разрушения переходят на более высокую ступень квантовой лестницы. С этих позиций любой инженер-механик должен четко разбираться в трех видах разрушения: механическом, химическом и тепловом.

За последние годы разработаны новые методы синтеза веществ и химических соединений, в том числе отличающихся неравновесным структурным состоянием, которое во многом определяет специфические свойства новых неорганических материалов, созданных

на их основе. Произошел прорыв в области теории и технологии композиционных и наноструктурных материалов. Разработаны компьютерные методы моделирования структур материалов и процессов их формирования и разрушения. Созданы методики и приборы, позволяющие изучать структуру материалов на уровне атомного разрешения, а также анализировать их элементный, изотопный и фазовый составы с большей точностью. В свою очередь наличие современной аналитической базы обусловило получение сверхчистых бездефектных монокристаллов и поликристаллических материалов, используемых в полупроводниковой технике и ядерной энергетике. Уже применяются методики и аппаратура для прецизионного определения различных физических свойств материалов в широком диапазоне параметров внешних воздействий. В результате использования комплексных теоретических и прикладных исследований разработаны промышленные технологические процессы производства изделий из новых материалов, расширены и найдены новые области их применения как в традиционных, так и в передовых отраслях техники.

Лабораторная работа № 1

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ И СТРОЕНИЕ СПЛАВОВ

Цель работы – ознакомиться с типами кристаллических решеток металлов и сплавов, дефектами кристаллического строения и видами твердых растворов.

Приборы, материалы и инструмент: модели основных типов кристаллических решеток металлов и твердых растворов.

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Атомно-кристаллическая структура металлов

Металлы при нормальных условиях имеют кристаллическую структуру, отличительной особенностью которой является определенное взаимное периодическое расположение атомов, распространяющееся на сколь угодно большие расстояния. Такое расположение атомов принято называть дальним порядком. Таким образом, под *атомно-кристаллической структурой* понимают взаимное расположение атомов (ионов), существующее в реальном кристалле. Для описания атомно-кристаллической структуры используют понятие пространственной, или кристаллической, решетки. Кристаллическая решетка металла представляет собой воображаемую пространственную сетку, в узлах которой располагаются атомы (ионы), между которыми движутся свободные электроны. Электростатические силы притяжения между ионами и электронами уравновешивают силы отталкивания между ионами. При этом положения атомов таковы, что обеспечивается минимальная энергия взаимодействия между ними, а следовательно, устойчивость всего агрегата.

Минимальный объем кристалла, дающий представление об атомной структуре металла во всем объеме, называют *элементарной кристаллической ячейкой*. Чистые металлы имеют одну из нижеуказанных видов кристаллической решетки: объемно-центрированную кубическую (ОЦК), гранецентрированную кубическую (ГЦК) и гексагональную плотноупакованную (ГПУ) (рис. 1.1).

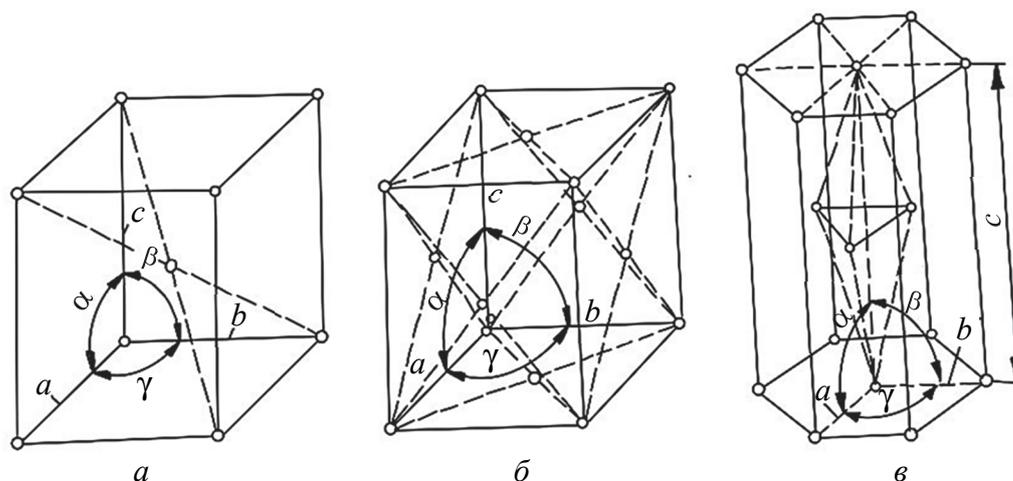


Рис. 1.1. Основные типы элементарных ячеек Браве, характерные для металлов:
 а – объемно-центрированная кубическая;
 б – гранецентрированная кубическая;
 в – гексагональная плотноупакованная

ОЦК-решетку имеют, например, α -железо, литий, ванадий, вольфрам, молибден, хром, тантал; ГЦК-решетку – алюминий, γ -железо, медь, золото, никель, платина, свинец, серебро; ГПУ-решетку – магний, цинк, бериллий, кадмий, кобальт, α -титан.

Координатные направления (кристаллографические оси). В системе кристаллографических осей форма элементарной ячейки пространственной решетки может быть описана с помощью трех координатных углов α , β и γ между кристаллографическими осями и трех параметров решетки a , b , c .

Для элементарных ячеек решеток ОЦК (рис. 1.1, а) и ГЦК (рис. 1.1, б) характерны равенство углов $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ и равенство параметров решетки $a = b = c$. Для ГПУ-решетки (рис. 1.1, в) характерны значения углов $\alpha = \beta = 90^\circ$ и $\gamma = 120^\circ$ и равенство двух параметров решетки $a = b \neq c$.

Для описания атомных плоскостей и направлений в кристалле применяют кристаллографические символы. Для определения символов плоскостей пользуются методом индцирования плоскости по отрезкам. Для этого выбирают систему координат таким образом, чтобы координатные оси I, II, III были параллельны трем пересекающимся ребрам кристалла (рис. 1.2). Как правило, первая кристаллографическая ось направлена к наблюдателю, вторая – горизонтально,

третья ориентируется вверх. Плоскость $A_1B_1C_1$ отсекает на координатных осях отрезки, равные по величине параметрам решетки $OA_1 = a$, $OB_1 = b$, $OC_1 = c$. Плоскость $A_1B_1C_1$ называют единичной. Параметры решетки a , b , c принимают за осевые единицы.

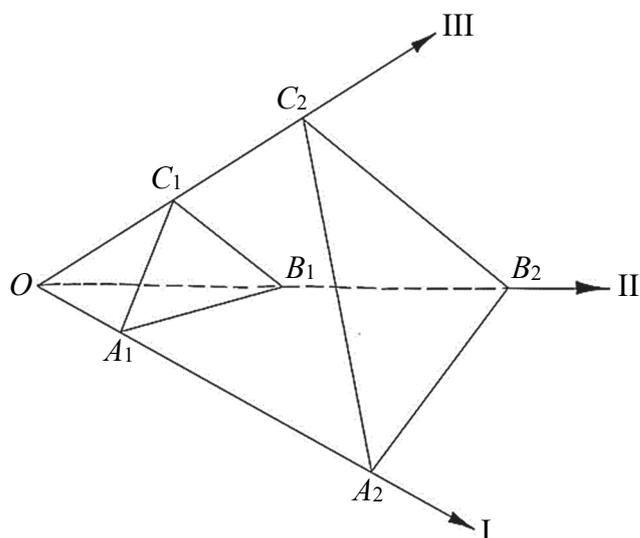


Рис. 1.2. Схема к определению символа атомной плоскости в кристалле

Чтобы определить кристаллографические индексы плоскости $A_2B_2C_2$, необходимо:

- найти параметры заданной плоскости, т. е. отрезки в осевых единицах, отсекаемые данной плоскостью на координатных осях;
- записать отношение трех дробей, числителями которых являются параметры единичной плоскости $A_1B_1C_1$, а знаменателями – параметры заданной плоскости $A_2B_2C_2$, т. е. $1 / OA_2 : 1 / OB_2 : 1 / OC_2$;
- привести полученное соотношение к отношению трех целых взаимно простых чисел, т. е. привести дроби к общему знаменателю, сократить, если можно, на общий множитель и знаменатель отбросить.

Полученные три целых и взаимно простых числа, обозначаемые h , k , l , называются индексами атомной плоскости. Совокупность индексов называется символом атомной плоскости, который принято заключать в круглые скобки и записывать (hkl) . Если плоскость пересекает координатные оси в отрицательной четверти, то над индексом сверху ставится знак «–». Если рассматриваемая плоскость параллельна одной из кристаллографических осей, то индекс, соответствующий этой оси, равен нулю. На рис. 1.3 приведены

примеры индцирования плоскостей в кубической элементарной ячейке Браве.

Символы следует читать по цифрам, например (100) как 1, 0, 0. Символы параллельных плоскостей совпадают. Следовательно, символ плоскости описывает бесконечно большое семейство параллельных атомных плоскостей, являющихся структурно эквивалентными. Атомные плоскости одного семейства располагаются друг от друга на равном межплоскостном расстоянии d .

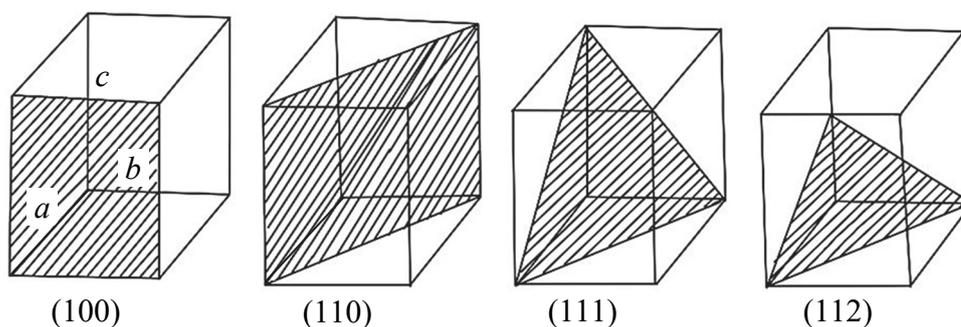


Рис. 1.3. Примеры символов атомных плоскостей в кубическом кристалле

Атомные плоскости разных семейств могут быть непараллельными, но идентичными по расположению атомов и межплоскостному расстоянию d . Такие плоскости объединяют в совокупность и обозначают символом $\{hkl\}$. Так, в кубических кристаллах в одну совокупность входят семейства плоскостей, индексы которых различаются лишь знаками и местоположением в символе. Например, в совокупность атомных плоскостей $\{100\}$ входят шесть семейств: (100), $(\bar{1}00)$, (010), $(0\bar{1}0)$, (001), $(00\bar{1})$.

Символ кристаллографического направления определяют с помощью трех взаимно простых чисел (индексов) u , v , w , которые пропорциональны координатам радиуса-вектора R , соединяющего начало координат (начальный узел) с ближайшим узлом кристаллической решетки в заданном направлении. Индексы заключают в квадратные скобки и записывают $[uvw]$. Если направление не проходит через начало координат (начальный узел), то его необходимо мысленно перенести параллельно самому себе или переместить начало координат и координатные оси так, чтобы направление проходило через начало координат.

На рис. 1.4 показаны примеры индцирования кристаллографических направлений в кубическом кристалле.

Поместим начало координат в точке o . Тогда, например, точка c имеет координаты $0, 0, 1$; символ направления $oc - [001]$. Читается раздельно – «направление нуль – нуль – один». Точка e имеет координаты $1/2; 1/2; 1$; символ направления $oe - [112]$. Чтобы определить символ направления ab , мысленно перенесем его параллельно самому себе в точку o ; тогда координаты точки $b - \bar{1}, 1, 0$; символ направления $ob - [\bar{1}10]$.

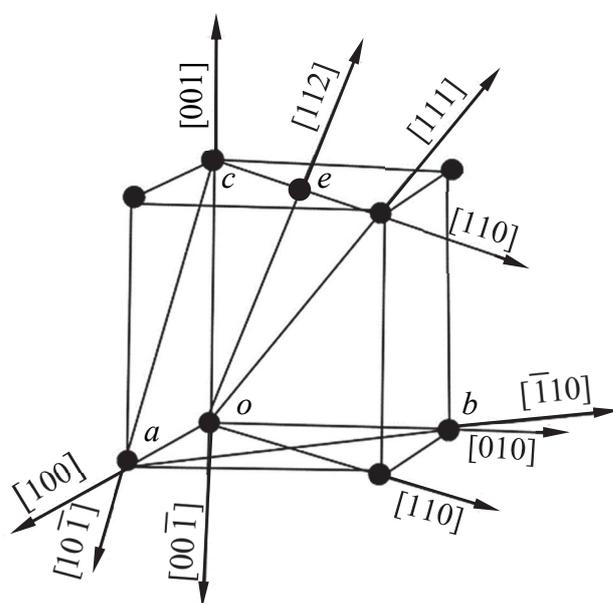


Рис. 1.4. Примеры индцирования кристаллографических направлений в кубическом кристалле

При изменении направления на обратное знаки индексов изменяются на противоположные, например $[001]$ и $[00\bar{1}]$ (рис. 1.5). Параллельные направления имеют одинаковые символы и объединяются в семейства. Семейства идентичных, но непараллельных направлений образуют совокупность, которую обозначают $\langle uvw \rangle$. Например, в совокупность направлений $\langle 100 \rangle$ входят семейства направлений $[100]$, $[\bar{1}00]$, $[001]$, $[00\bar{1}]$, $[010]$, $[0\bar{1}0]$.

В гексагональных кристаллах для индцирования плоскостей используют в основном четырехосную систему координат. Примеры индцирования плоскостей в гексагональном кристалле приведены на рис. 1.5.

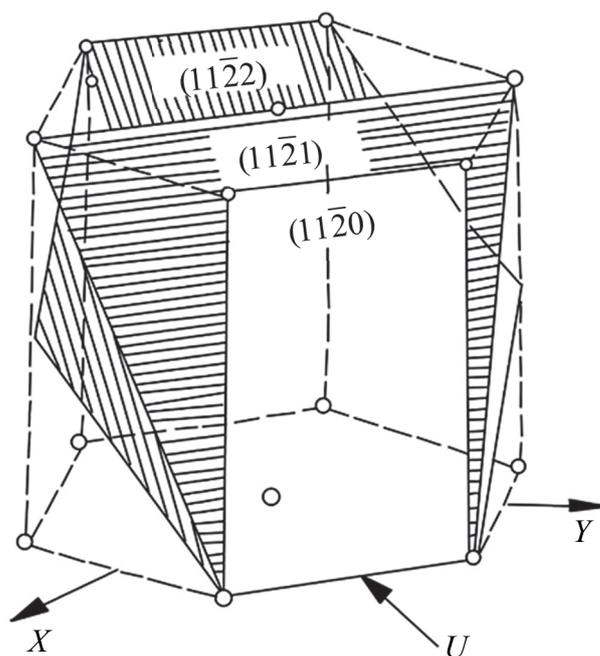


Рис. 1.5. Примеры индцирования плоскостей в гексагональном кристалле

Четвертая координатная ось OY лежит в горизонтальной плоскости и располагается по биссектрисе между отрицательными полуосями $(-OX)$ и $(-OY)$. Символ плоскости состоит из четырех индексов и записывается $(hkil)$. Три из них (h , k и l) определяются по обратным величинам отрезков, отсекаемых рассматриваемой плоскостью на трех кристаллографических осях (OX) , (OY) , (OZ) , а четвертый индекс i рассчитывается по формуле

$$h + k + i = 0. \quad (1.1)$$

Например, если $h = 1$, $k = 1$, $l = 0$, то на основании уравнения (1.1) можно найти четвертый индекс: $i = -(h + k) = -(1 + 1) = 2$. Символ плоскости записывается как $(11\bar{2}0)$. Это ближайшая к нам плоскость на рис. 1.5. Четвертый индекс i применяют, когда необходимо обозначить идентичные плоскости, и не используют при расчете межплоскостных расстояний, углов между плоскостями и направлениями. Поэтому вместо полной записи символа плоскости, например, $(11\bar{2}0)$ иногда используют (11.0) , т. е. вместо черты сверху ставят точку. Семейства и совокупности идентичных плоскостей определяются аналогично семействам и совокупностям в кубических кристаллах.

Для описания кристаллографических направлений (рис. 1.6) в гексагональных кристаллах предназначены как трехосные $[uvw]$, так и четырехосные символы $[r_1r_2r_3r_4]$. Трехосные символы определяют по координатам заданного радиуса-вектора (как и в кубических кристаллах).

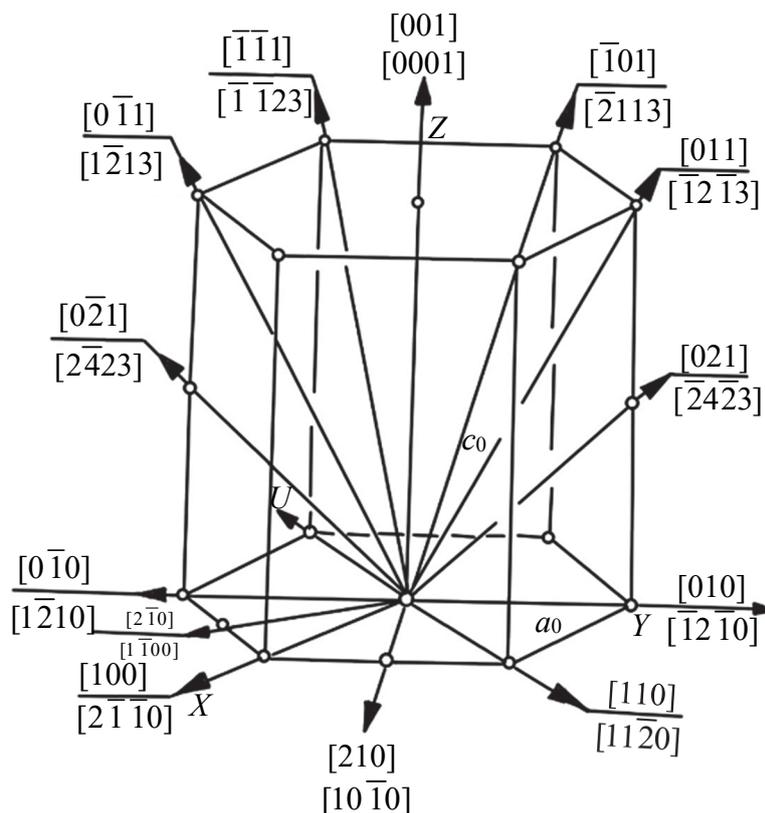


Рис. 1.6. Примеры индцирования направлений в гексагональном кристалле

Между четырехосными индексами направлений существует определенная связь:

$$r_1 + r_2 + r_3 = 0. \quad (1.2)$$

Для перехода от трехосных символов $[uvw]$ к четырехосным служат следующие соотношения:

$$r_1 = 2u - v; r_2 = 2v - u; r_3 = -u - v; r_4 = 3w. \quad (1.3)$$

Кроме геометрических характеристик кристалла в физическом материаловедении используют три понятия: число атомов на ячейку, координационное число и коэффициент заполнения.

Под **числом атомов на ячейку** понимают число атомных объемов, приходящихся на одну элементарную ячейку Браве. Примем объем одного атома за единицу. Для примера рассмотрим объемно-центрированную ячейку, которая образована девятью атомами, восемь из которых расположены в вершинах куба, а один – в центре куба. Каждый атом в вершине принадлежит одновременно восьми соседним ячейкам, следовательно, одной ячейке принадлежит $1/8$ часть каждого из восьми атомов: $1/8 \cdot 8 = 1$; атом в центре куба полностью принадлежит ячейке. Таким образом, объемно-центрированная ячейка образована двумя атомными объемами, т. е. на ячейку приходится два атома.

Под **координационным числом (КЧ)** понимают число атомов, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного атома. Чем выше координационное число, тем больше плотность упаковки атомов. Так, в объемно-центрированной кубической решетке $КЧ = 8$; в гранецентрированной и гексагональной решетках $КЧ = 12$.

Коэффициентом заполнения η называют выраженное в процентах отношение объема V_a , занятого атомами в ячейке, к объему всей ячейки $V_{я}$:

$$\eta = \left(\frac{V_a}{V_{я}} \right) \cdot 100\%. \quad (1.4)$$

Координационное число и коэффициент заполнения характеризуют плотность упаковки атомов в элементарной ячейке металлического кристалла. Наиболее плотная упаковка атомов реализуется в гранецентрированной и гексагональной ячейках Браве.

Дефекты кристаллического строения

Реальный кристалл отличается от идеального наличием дефектов кристаллического строения, которые оказывают влияние, часто решающее, на макроскопические свойства кристаллических тел. По геометрическим признакам дефекты подразделяют на три группы:

- 1) точечные (нульмерные);
- 2) линейные (одномерные);
- 3) поверхностные (двумерные).

Точечные дефекты имеют размеры по всем направлениям от одного до четырех атомных диаметров. Подразделяются на собственные и примесные.

К собственным точечным дефектам относятся вакансии, образующиеся при удалении атома (иона) из его нормального положения в узле кристаллической решетки, и межузельные атомы – атомы основного металла, расположенные в междоузлиях кристаллической решетки. К примесным принадлежат атомы другого или других элементов, растворенные в основной решетке по принципу замещения или внедрения (рис. 1.7).

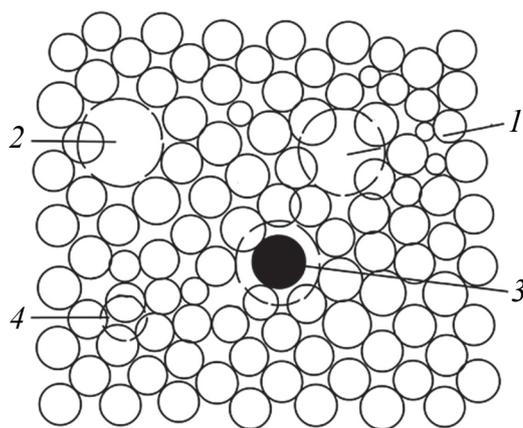


Рис. 1.7. Точечные дефекты в двумерной модели кристалла:

- 1 – вакансия; 2 – собственный межузельный атом;
- 3 – примесный атом замещения;
- 4 – примесный атом внедрения

Наиболее распространенными являются вакансии. Известны два механизма возникновения вакансий: механизм Шоттки (при выходе атома на внешнюю поверхность либо поверхность поры или трещины внутри кристалла под действием тепловых флуктуаций) и механизм Френкеля (в случае образования внутри кристаллической решетки пары «собственный межузельный атом – вакансия» при деформации, облучении металлов ионизирующими излучениями – быстрыми электронами, γ -лучами). В реальных кристаллах вакансии постоянно образуются и исчезают под действием тепловых флуктуаций. Энергия активации образования вакансии составляет примерно 1 эВ, межузельного атома – от 3 до 10 эВ.

С повышением температуры равновесная концентрация точечных дефектов в кристалле увеличивается. При пластической деформации,

облучении, закалке количество точечных дефектов резко возрастает, что приводит к нарушению их равновесной концентрации на несколько порядков.

Примесные атомы замещения мигрируют так же, как и основные атомы, по вакансионному механизму. Примесные атомы внедрения имеют малые размеры и поэтому, в отличие от больших собственных межузельных атомов, могут мигрировать по пустотам между атомами кристаллической решетки.

Точечные дефекты оказывают большое влияние на механизм и кинетику процессов ползучести, длительного разрушения, образования диффузионной пористости, обезуглероживания, графитизации и других процессов, связанных с переносом атомов в объеме вещества, а также на физические свойства: электросопротивление, плотность.

Линейные дефекты малы (несколько атомных диаметров) в двух направлениях и имеют большую протяженность, сравнимую с длиной кристалла, в третьем. К линейным дефектам относятся дислокации, цепочки вакансий и межузельных атомов.

Дислокации подразделяются на два основных вида: краевые и винтовые.

Краевую дислокацию можно представить, если мысленно по вертикали частично расщепить совершенный кристалл, например с кубической примитивной решеткой, и вставить в него лишний короткий атомный слой, называемый экстраплоскостью. Экстраплоскость можно получить также сдвигом одной части кристалла относительно другой. Экстраплоскость, действуя как клин, изгибает решетку вокруг своего нижнего края внутри кристалла (рис. 1.8).

Область несовершенства вокруг края экстраплоскости называется краевой дислокацией. Сильные искажения кристаллической решетки заключены как бы внутри «трубы» диаметром от двух до десяти атомных диаметров, осью которой является край экстраплоскости.

Вдоль линии экстраплоскости несовершенства имеют макроскопический характер, а в двух других направлениях (по диаметру «трубы») очень малы. Если экстраплоскость расположена в верхней части кристалла, то связанную с ней дислокацию называют положительной и обозначают (\perp); если экстраплоскость находится в нижней части, то дислокацию называют отрицательной и обозначают (\top).

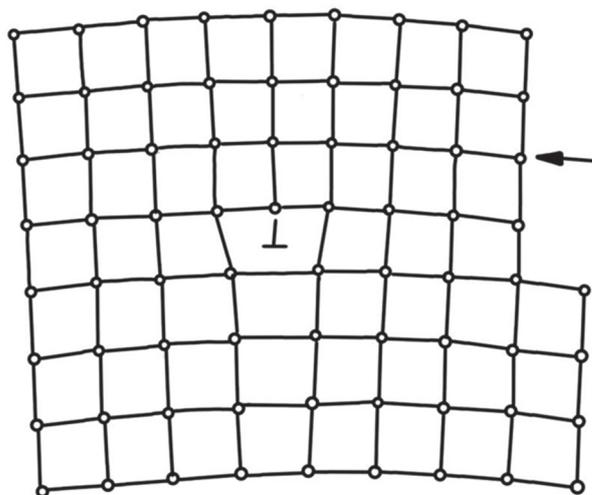


Рис. 1.8. Модель краевой дислокации в примитивной кубической решетке (стрелка – вектор сдвига)

Под действием внешнего приложенного напряжения краевая дислокация может перемещаться скольжением по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям. Преимущественное скольжение происходит по плотноупакованным плоскостям.

Совокупность плоскости скольжения и направления скольжения называется системой скольжения. Для каждого типа кристаллической решетки характерны свои системы скольжения. Так, в кристаллах с гранецентрированной кубической решеткой это плоскости совокупности $\{111\}$ и направления совокупности $\langle 110 \rangle$ (Cu, Al, Ni), в кристаллах с объемно-центрированной кубической решеткой – $\{110\}$ (α -Fe, Mo, Nb), $\{211\}$ (Ta, W, α -Fe), $\{321\}$ (Cr, α -Fe) и $\langle 111 \rangle$, в кристаллах с гексагональной плотноупакованной решеткой – $\{0001\}$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ (Zn, Mg, Be), $\{1\bar{1}00\}$, $\{10\bar{1}1\}$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ (Ti), $\{11\bar{2}2\}$, $\langle 1\bar{2}13 \rangle$ (Ti). Напряжение, необходимое для сдвига, называют критическим сдвиговым или скалывающим. Причем в каждый момент времени в смещении по обе стороны от плоскости скольжения участвует лишь небольшая группа атомов (рис. 1.9).

Заключительным этапом скольжения является выход краевой дислокации (экстраплоскости) на поверхность кристалла. При этом верхняя часть кристалла сдвигается относительно нижней на одно межатомное расстояние в направлении сдвига. Такое перемещение есть элементарный акт пластической деформации. Скольжение – консервативное движение, не связанное с переносом массы вещества. Направление и величина сдвига при перемещении краевой

дислокации характеризуются вектором Бюргерса b и его мощностью соответственно. Направление перемещения краевой дислокации параллельно вектору Бюргерса.

Кроме скольжения краевая дислокация может перемещаться переползанием, которое производится диффузионным путем и является термически активируемым процессом. Положительное переползание осуществляется, когда цепочка атомов с края экстраплоскости перемещается в соседние вакансии или междоузлия, т. е. экстраплоскость укорачивается на одно межатомное расстояние, и краевая дислокация переходит в верхнюю плоскость скольжения, параллельную первой. Отрицательное переползание происходит, когда край экстраплоскости достраивается атомным рядом за счет присоединения межузельных или соседних атомов и краевая дислокация переходит в нижнюю плоскость скольжения. Переползание – неконсервативное движение, т. е. осуществляется с переносом массы.

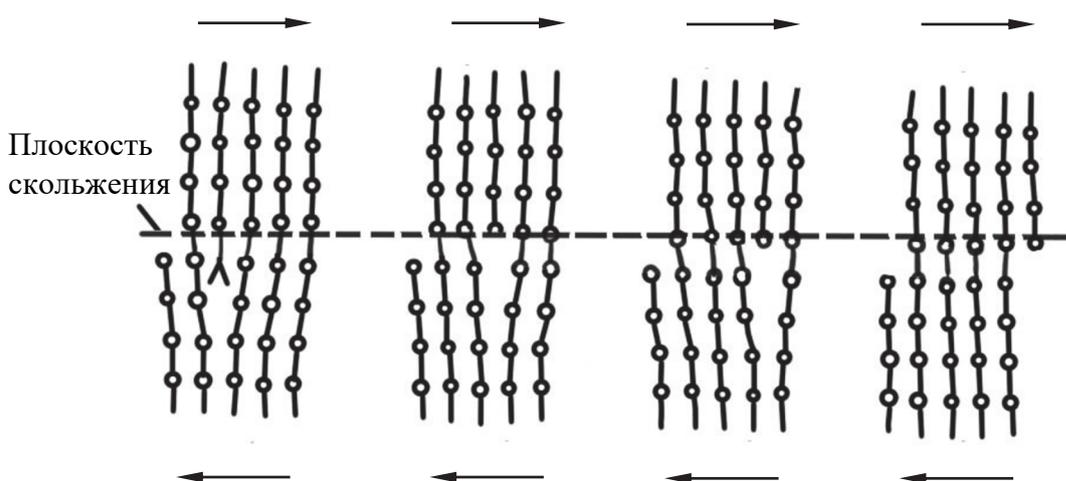


Рис. 1.9. Схема скольжения краевой дислокации

Скорость переползания зависит как от температуры, так и от концентрации точечных дефектов.

Винтовую дислокацию, как и краевую, можно создать с помощью сдвига. Представим кристалл в виде стопки горизонтальных параллельных атомных плоскостей. Мысленно сделаем в кристалле несквозной надрез (рис. 1.10, а) и сдвинем, например, правую часть вниз (вдоль плоскости $ABCD$) на одно межплоскостное расстояние (рис. 1.10, б).

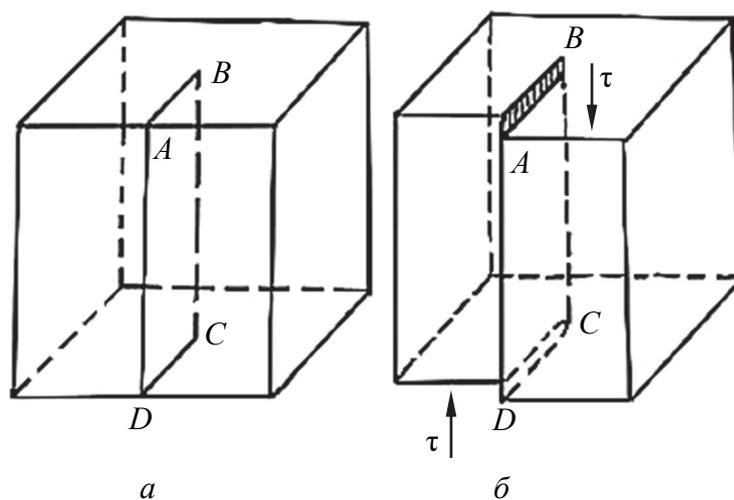


Рис. 1.10. Винтовая дислокация BC , созданная сдвигом:
a, *б* – кристалл соответственно
 до и после сдвига по плоскости $ABCD$
 (τ – напряжение сдвига)

Винтовая дислокация подразделяется на правую (рис. 1.10, *б*), когда при движении от верхней плоскости к нижней линию дислокации нужно обходить по часовой стрелке, и левую, когда при движении от верхней плоскости к нижней линию дислокации нужно обходить против часовой стрелки (если относительно плоскости $ABCD$ сдвинуть вниз левую часть кристалла). Линия винтовой дислокации всегда параллельна вектору Бюргера (рис. 1.11).

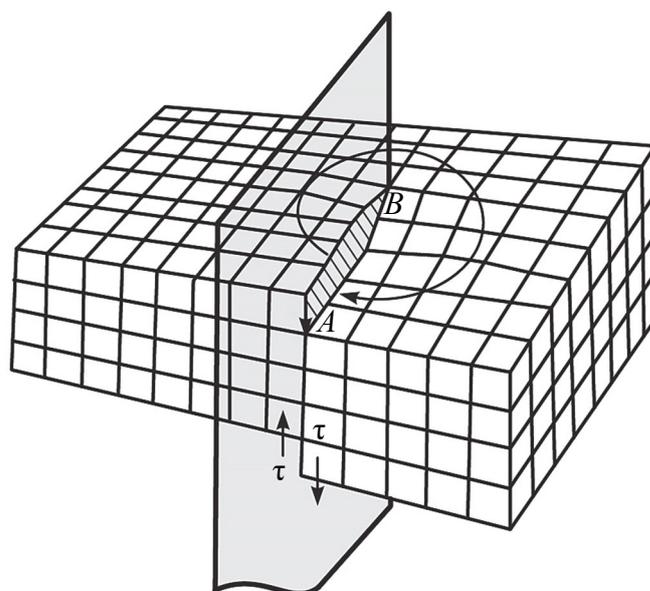


Рис. 1.11. Кристалл с винтовой дислокацией

Винтовая дислокация, в отличие от краевой, не связана с определенной плоскостью сдвига, поэтому может перемещаться скольжением в любой кристаллографической плоскости, содержащей линию дислокации и вектор сдвига (рис. 1.12).

Направление перемещения винтовой дислокации всегда перпендикулярно вектору Бюргерса. В результате скольжения как краевой, так и винтовой дислокации на поверхности кристалла образуется ступенька высотой, равной по модулю вектору Бюргерса b (рис. 1.12).

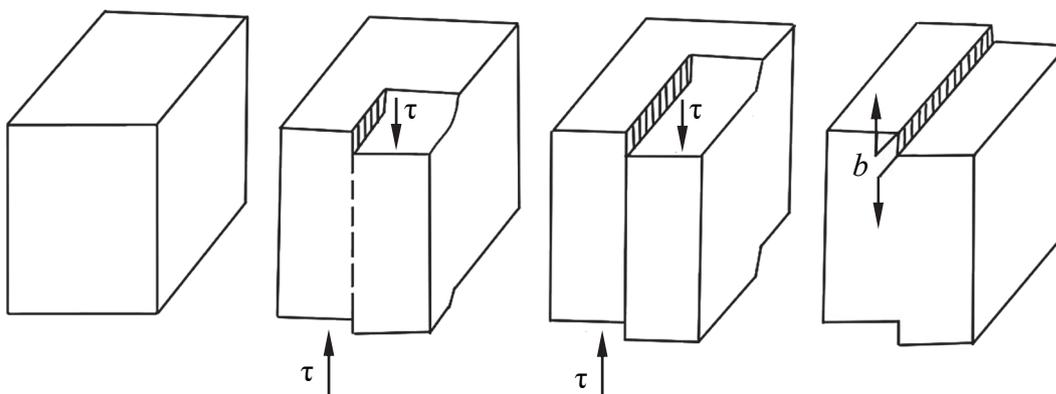


Рис. 1.12. Схема скольжения винтовой дислокации

Дислокации присутствуют во всех кристаллах. Так, в недеформированных металлах плотность дислокаций составляет 10^6 – 10^8 см⁻², в гомеоплярных кристаллах – 10^4 см⁻². При внешнем напряжении, равном критическому скалывающему $\tau_{кр} = 10^{-5}G$, где G – модуль упругости материала, дислокации приходят в движение, т. е. начинается пластическая деформация. В процессе пластической деформации плотность дислокаций увеличивается. Например, в деформированных металлах плотность дислокаций составляет 10^{10} – 10^{12} см⁻², в гомеоплярных кристаллах – до 10^8 см⁻². Препятствиями для движущихся дислокаций служат различного рода барьеры (частицы второй фазы, точечные дефекты, границы зерен и др.). Кроме того, по мере роста числа дислокаций они начинают скапливаться, запутываются в клубки и мешают другим движущимся дислокациям. По мере увеличения степени деформации τ возрастает, т. е. для продолжения процесса деформации требуется увеличение внешнего напряжения, что в известной мере определяет упрочнение материала.

К *поверхностным дефектам* относятся границы зерен (субзерен) (рис. 1.13). Поверхностные дефекты двумерны, т. е. имеют макроскопические размеры в двух направлениях и атомные в третьем направлении. Границы называют малоугловыми, если разориентация кристаллических решеток соседних зерен не превышает 10° , и высокоугловыми (большеугловыми) при большей разориентации.

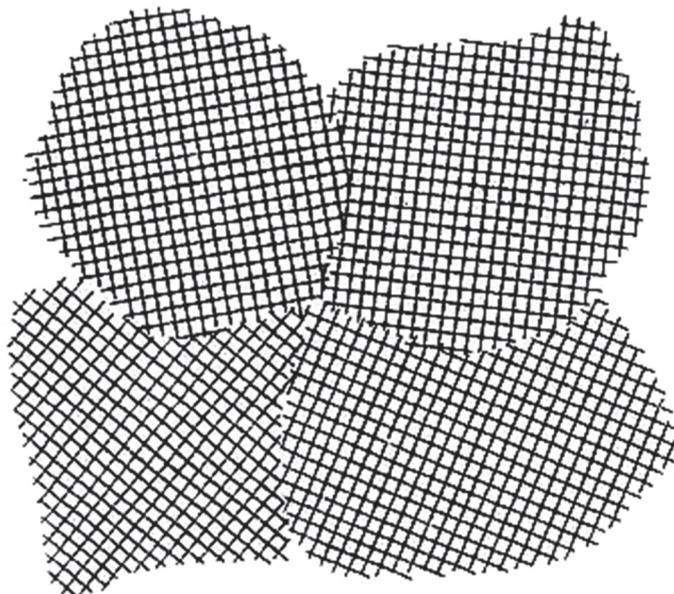


Рис. 1.13. Схема, иллюстрирующая поверхностный дефект

Малоугловые границы могут быть образованы системами как краевых, так и винтовых дислокаций разной ориентации и с разными векторами Бюргерса. Малоугловые границы возникают при росте кристаллов из расплава, при пластической деформации и др. Дислокации малоугловой границы притягивают к себе точечные дефекты вследствие упругого взаимодействия с ними. Миграция малоугловой границы осуществляется только диффузионным путем. Поэтому точечные дефекты, сконцентрированные в приграничной зоне в несколько межатомных расстояний, тормозят этот процесс и стабилизируют субструктуру.

Высокоугловые границы обнаружены намного раньше малоугловых и являются «старейшим» видом дефектов кристаллического строения. Считают, что высокоугловая граница представляет собой слой толщиной в 2–3 атомных диаметра, в котором атомы занимают

некоторые промежуточные положения по отношению к правильным положениям узлов решеток соседних зерен. Такое положение атомов обеспечивает минимальную потенциальную энергию в пограничном слое, поэтому достаточно стабильно.

Природа и поведение как малоугловых, так и высокоугловых границ при силовом и температурном воздействиях влияют на механические свойства материала.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

Каждый студент выполняет индивидуальное задание (см. п. 1–5) по указанию преподавателя.

1. Плоскость в кубическом кристалле отсекает на координатных осях отрезки, равные a , $2b$, c . Определить кристаллографические индексы плоскости (hkl).

2. Построить пространственное изображение плоскостей (на примере куба), имеющих кристаллографические индексы (110) , (111) , (112) , (321) , $(1\bar{1}0)$, $(\bar{1}11)$, $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$.

3. Определить символ направления, проходящего через точки $(0, b/3, c/3)$.

4. Построить пространственное изображение следующих направлений в кубе $[100]$, $[010]$, $[001]$, $[\bar{1}00]$, $[0\bar{1}0]$, $[00\bar{1}]$, $[110]$, $[101]$, $[011]$, $[111]$, $[\bar{1}\bar{1}1]$, $[1\bar{1}\bar{1}]$, $[\bar{1}1\bar{1}]$, $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$, $[211]$, $[311]$.

5. Подсчитать число атомов в ячейке и координационное число для ОЦК-, ГЦК- и ГПУ-решеток.

6. Написать отчет о работе в соответствии с п. 1–5 в произвольной форме.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. На чем основывается классификация дефектов кристаллической решетки? Приведите наглядные примеры.

2. Сколько типов элементарных ячеек Браве известно сегодня? Какие из них наиболее характерны для металлов?

3. Что такое кристаллографические символы? Опишите схему определения символа атомной плоскости в кристалле.

4. Как изменяется концентрация вакансий при повышении температуры?

5. Какие виды точечных дефектов существуют в кристаллах? На какие расстояния распространяется искажение, вызванное точечным дефектом?

6. Почему дислокации называются линейными дефектами?

7. По какому признаку дислокации подразделяют на краевые и винтовые?

8. Что такое вектор Бюргера? Какова мощность вектора Бюргера? Как направлен вектор Бюргера по отношению к линии краевой и винтовой дислокаций?

9. Какие дефекты называют поверхностными?

10. На какие механические и физические свойства кристаллических твердых тел влияют дефекты кристаллической структуры?

Лабораторная работа № 2

ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Цель работы – ознакомиться с термическим методом построения диаграммы фазового равновесия двухкомпонентной системы; построить диаграмму состояния двухкомпонентной системы.

Приборы, материалы и инструмент: тигельные печи; термометры; металлы, например свинец и сурьма или цинк и олово, а также сплавы Pb-Sb или Zn-Sn с различным содержанием компонентов; секундомер; мерительная линейка.

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Фазовые превращения при охлаждении

Термический анализ основан на фиксации тепловых эффектов превращений, так как переход из одного агрегатного состояния в другое, а также полиморфные превращения происходят с выделением тепла при охлаждении и с поглощением тепла при нагревании металлов и сплавов.

Вначале сплав заданного химического состава переводят в жидкое состояние (расплавляют в электропечи), а затем тигель с расплавом переносят на установку, вводят в защитный чехол термометр или горячий спай термопары и подвергают медленному охлаждению.

Во время охлаждения расплава периодически (через равные промежутки времени) замеряют температуру. На основании полученных результатов строят термические кривые (кривые охлаждения) в координатах «температура (ось ординат) – время (ось абсцисс)».

Тепловые эффекты фазовых превращений с течением времени отражаются на монотонности хода кривой охлаждения: на кривой появляется либо перегиб (точка перегиба), либо температурная остановка в охлаждении (горизонтальная площадка).

Спроецировав точки перегибов и температурных остановок на ось ординат, определяют температуры начала и конца всех фазовых превращений, которые происходят в исследуемом сплаве.

Далее рассмотрим построение диаграммы на примере сплава Pb-Sb.

Свинец (Pb) – химический элемент 14-й группы шестого периода Периодической системы химических элементов Д. И. Менделеева. Свинец – ковкий, сравнительно легкоплавкий металл синевато-серого цвета.

Температура плавления $327,5^{\circ}\text{C}$; атомный номер 82.

Сурьма (Sb) – химический элемент 15-й группы пятого периода Периодической системы химических элементов Д. И. Менделеева. Сурьма – полуметалл серебристо-белого цвета с синеватым оттенком, грубозернистого строения.

Температура плавления $630,8^{\circ}\text{C}$; атомный номер 51.

Определение температур кристаллизации Pb, Sb и сплавов Pb-Sb

Температуру кристаллизации металлов и сплавов измеряют на специальной установке (рис. 2.1).

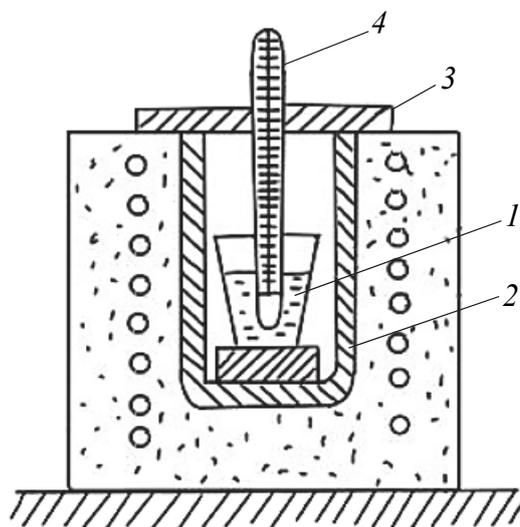


Рис. 2.1. Схема установки для определения температур кристаллизации металлов и сплавов:
1 – тигель; 2 – электропечь;
3 – крышка; 4 – термометр

Для этого в следующей последовательности выполняют нижеприведенные операции:

1. Подготовленное количество (150–200 г) чистого металла или сплава определенного состава помещают в тигель (рис. 2.1), установленный в тигельную электропечь.

2. Включают печи и расплавляют в тигеле металл или сплав.

3. Закрывают тигель крышкой, через отверстие в крышке в расплавленный металл (сплав) помещают термометр.

4. Печи выключают и через каждые 20 с записывают показания термометра; запись прекращают через 15 мин после полного затвердевания металла (сплава).

5. По полученным критическим точкам для металла и каждого сплава строят кривую охлаждения в координатах «температура – время охлаждения».

6. На построенных кривых охлаждения определяют температуру кристаллизации, которая соответствует горизонтальному участку кривой (для чистых металлов и сплава эвтектического состава) или точкам перегиба кривой, соответствующих температурам начала и конца затвердевания (для всех сплавов, кроме эвтектического).

Методика построения диаграммы состояния сплавов Pb-Sb

Для построения диаграммы состояния двухкомпонентных систем придерживаются следующего алгоритма:

– чертят сетку в координатах «температура – химический состав»;
– на оси абсцисс отмечают точки, соответствующие исследуемым сплавам с 5, 10, 13, 20, 40 и 80% сурьмы, и в каждой из этих точек восстанавливают перпендикуляр к оси абсцисс (проводят линии сплавов) (рис. 2.2);

– на осях ординат отмечают точками температуру плавления чистых металлов (Pb, Sb) (рис. 2.2). На каждой линии сплавов отмечают точками температуры начала и конца кристаллизации, полученные экспериментально;

– соединяют плавными линиями точки, характеризующие начало кристаллизации сплавов; продляют их до точек кристаллизации чистых металлов. Соединяют линией точки, характеризующие конец кристаллизации сплавов; продляют ее до правой и левой оси ординат.

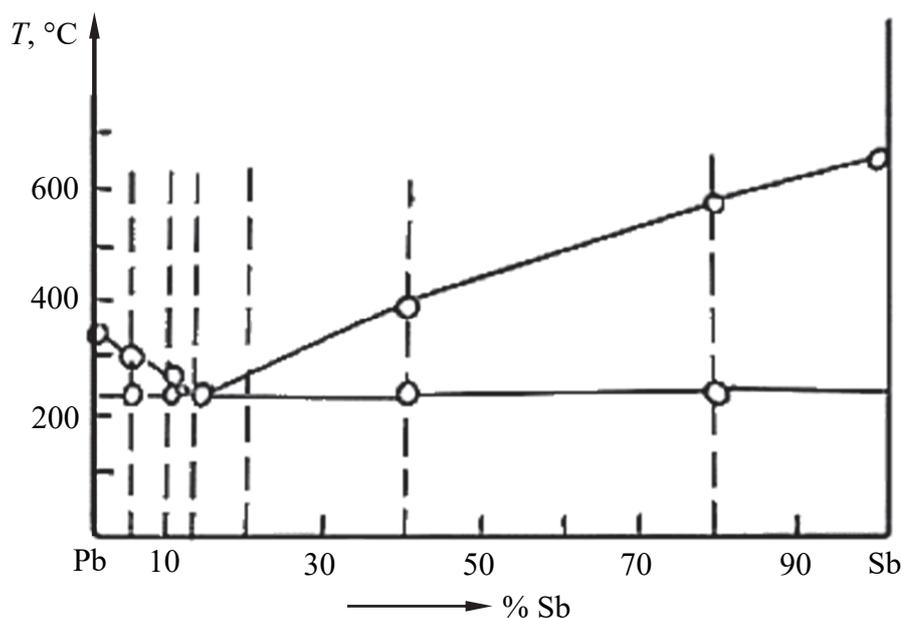


Рис. 2.2. Построение диаграммы состояния сплавов Pb-Sb

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Изучить методику определения температур кристаллизации чистых металлов и сплавов на примере Pb-Sb или Zn-Sn (с построением кривых охлаждения) и методику построения диаграммы состояния двухкомпонентных систем.

2. Провести наблюдение за процессом охлаждения металлов и сплавов Pb-Sb или Zn-Sn. Результаты наблюдения записать в таблицу.

**Сводная таблица результатов наблюдения
процесса охлаждения**

100% Pb (Zn)	5% Sb (Sn)	13% Sb (Sn)	20% Sb (Sn)	40% Sb (Sn)	80% Sb (Sn)	100% Sb (Sn)

3. Построить кривые охлаждения данных металлов и сплавов.
4. Привести диаграмму состояния сплавов Pb-Sb или Zn-Sn.
5. Написать отчет о работе в соответствии с п. 2–4 в произвольной форме.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. В чем сущность определения температур кристаллизации металлов и сплавов термическим методом?

2. Опишите установку и последовательность определения температур кристаллизации чистых металлов и сплавов.

3. Приведите методику построения диаграммы состояния на примере сплава Pb-Sb.

4. К какому типу относится диаграмма состояния сплава Pb-Sb?

5. Почему с момента начала кристаллизации (перегиб на кривой) скорость охлаждения сплава замедляется (ход кривой становится более пологим)?

6. Объясните, почему в сплавах некоторых систем на кривых охлаждения (нагревания) наблюдаются температурные остановки (горизонтальные площадки).

7. Какой вид имеют кривые охлаждения (нагревания) при затвердевании чистых компонентов, сплавов из компонентов, образующих и жидкий, и твердый растворы; сплавов с наличием эвтектических превращений?

8. Определите структуру и фазовый состав исследуемых сплавов при комнатной температуре.

Лабораторная работа № 3

АНАЛИЗ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ

Цель работы – изучить основные типы диаграмм состояния двухкомпонентных систем; провести количественный анализ диаграмм состояния.

Приборы, материалы и инструмент: мерительная линейка; угольник; измеритель.

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение фазового состава сплава в равновесном состоянии в зависимости от температуры и концентрации. Под **сплавом** понимают вещество, полученное сплавлением двух и более химических элементов. Сплав, состоящий преимущественно из металлических элементов и обладающий металлическими свойствами, называют металлическим. Химические элементы, образующие сплав, носят название компонентов.

Фаза – это однородная часть системы, имеющая одинаковый состав, кристаллическое строение и свойства, одно и то же агрегатное состояние и отделенную от остальных частей поверхность раздела, при переходе через которую вышеуказанные свойства изменяются скачкообразно.

Совокупность фаз, находящихся в равновесии, называют **системой**.

В сплавах в зависимости от физико-химического взаимодействия компонентов могут образовываться следующие фазы: жидкие растворы (далее не рассматриваются), твердые растворы, химические соединения, механическая смесь нескольких фаз.

Твердыми растворами называют фазы, в которых один из компонентов сплава сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы другого (или других) компонента располагаются в решетке первого компонента, изменяя ее размеры (период). Твердые растворы подразделяются на твердые растворы замещения и внедрения.

Твердый раствор замещения образуется путем замены атомов основного элемента (растворителя) атомами другого компонента (растворяемого). Эти растворы могут быть с неограниченной растворимостью, когда компоненты обладают полной растворимостью друг в друге, и с ограниченной растворимостью, когда компоненты только частично растворяются друг в друге. К условиям существования неограниченной растворимости относятся близкие температуры плавления компонентов, близкие размеры атомов, одинаковый тип решеток.

Твердые растворы внедрения образуются путем внедрения атомов растворенного элемента в кристаллическую решетку растворителя и размещения их между атомами растворителя. Эти растворы могут иметь только ограниченную растворимость компонентов. Причем количество растворенного вещества зависит от температуры: с понижением температуры растворимость уменьшается, что приводит к выделению вторичных фаз из твердых растворов.

Если два или несколько компонентов вступают в химическую реакцию, то образующееся вещество называется **химическим соединением**. Химическое соединение имеет свою собственную кристаллическую решетку, отличную от решеток компонентов, собственные связи и обладает собственными новыми свойствами. Между компонентами в химическом соединении сохраняется строгое стехиометрическое соотношение, которое можно записать химической формулой, и поэтому химическое соединение является фазой постоянного состава.

Механические смеси могут состоять из чистых компонентов, твердых растворов, химических соединений и т. д. Различают простую, эвтектическую и эвтектоидную механические смеси.

Процессы, протекающие в металлах и сплавах при фазовых превращениях, подчиняются правилу фаз:

$$C = K + 1 - \Phi, \quad (3.1)$$

где C – число степеней свободы, т. е. количество независимых переменных (например, концентрация компонентов, температура и давление), изменение которых не приводит к изменению состояния равновесия системы, т. е. к изменению числа фаз, находящихся в равновесии; K – число компонентов, образующих систему; 1 – число внешних факторов (температура); Φ – число фаз, находящихся в равновесии.

Типы диаграмм состояния

Диаграмму состояния строят в координатах «температура – концентрация». Таким образом, каждая точка диаграммы отвечает определенному составу сплава при определенной температуре в условиях равновесия. Тип диаграммы состояния зависит от характера взаимодействия компонентов, т. е. от того, какие фазы в твердом состоянии образуют компоненты друг с другом.

Диаграмма состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы. Два компонента A и B с температурами плавления соответственно T_A и T_B в жидком и твердом состоянии полностью растворяются друг в друге.

Линию $T_A a T_B$ (рис. 3.1, а) называют линией ликвидус. *Линия ликвидус* – это геометрическое место точек (температур) начала кристаллизации сплавов. Выше линии ликвидус сплавы находятся в жидком состоянии (Ж).

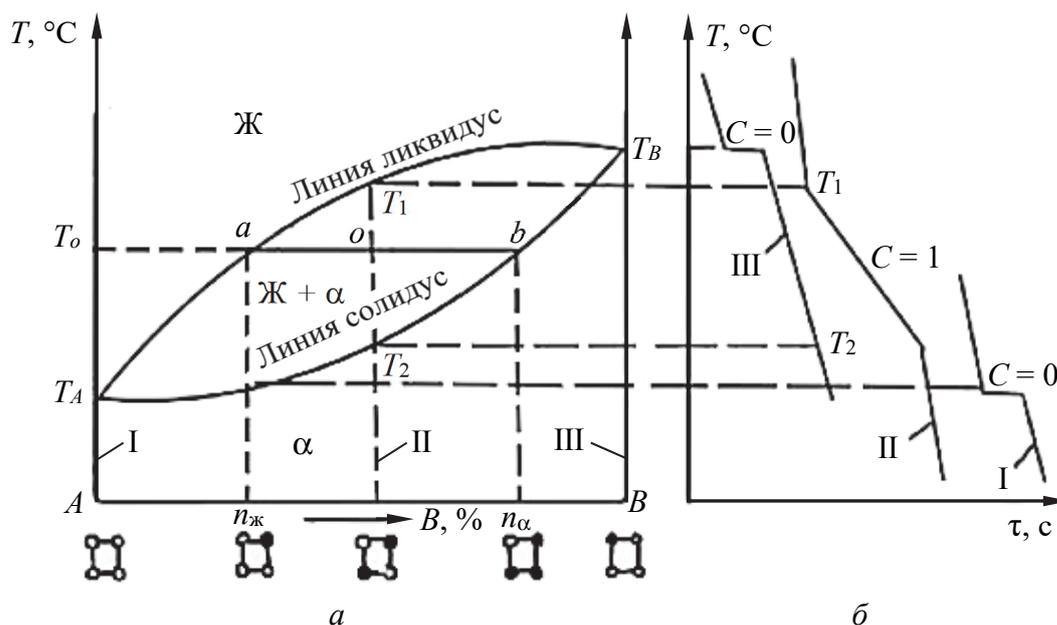


Рис. 3.1. Графическое описание процессов в сплавах, образующих неограниченные твердые растворы: а – диаграмма состояния; б – кривые охлаждения

Линию $T_A b T_B$ называют линией солидус. *Линия солидус* – это геометрическое место точек (температур) конца кристаллизации сплавов. Ниже линии солидус все сплавы находятся в твердом

состоянии (α -твердый раствор). Между линиями ликвидус и солидус сплавы состоят из двух фаз: жидкой и твердой.

Для определения количества жидкой и твердой фаз и их химического состава (концентрации) при любой температуре, лежащей между линиями ликвидус и солидус, используют правило отрезков.

Пусть требуется определить объемное содержание и химический состав (концентрацию) жидкой и твердой фаз в точке o (при температуре T_o и концентрации сплава Π) (рис. 3.1, a). С этой целью через точку o проводят горизонтальную линию, параллельную оси концентрации, называемую *конодой*, до пересечения с линиями ликвидус и солидус (линия ao). Точка пересечения коноды с линией ликвидус (точка a), спроецированная на ось концентрации, покажет химический состав жидкой фазы ($n_{ж}$) при температуре T_o (рис. 3.1, a). Точка пересечения коноды с линией солидус (точка b), спроецированная на ось концентрации, покажет химический состав твердой фазы (n_{α}) при той же температуре.

Для определения количества жидкой или твердой фазы при температуре T_o (рис. 3.1, a) нужно взять отношение длины отрезков, расположенных противоположно составу фаз, к длине всей коноды.

В нашем случае объемное содержание жидкой ($V_{ж}$) и твердой (V_{α}) фаз в сплаве будет соответственно рассчитываться по следующим формулам:

$$V_{ж} = \frac{ob}{ab} \cdot 100\%; \quad (3.2)$$

$$V_{\alpha} = \frac{ao}{ab} \cdot 100\%. \quad (3.3)$$

Рассмотрим кривые охлаждения чистых компонентов и сплавов (рис. 3.1, b). Температура охлаждаемого чистого компонента равномерно понижается ($C = 1 + 1 - 1 = 1$) (моновариантная система) до температуры T_A , при которой компонент A переходит в твердое состояние. Процесс кристаллизации компонента A происходит при постоянной температуре (горизонтальное плато на кривой охлаждения) (рис. 3.1, b , кривая I), так как, согласно правилу фаз, две фазы – твердая и жидкая – могут находиться в равновесном состоянии только при строго постоянной температуре ($C = 1 + 1 - 2 = 0$) (инвариантное состояние). После кристаллизации компонента A температура снова будет равномерно понижаться. Аналогично может быть рассмотрена кристаллизация компонента B (рис. 3.1, b , кривая III).

При охлаждении сплава II кристаллизация с образованием α -твердого раствора начинается при температуре T_1 (рис. 3.1, б) и заканчивается при температуре T_2 , т. е. кристаллизация сплава протекает в интервале температур T_1 – T_2 . На кривой охлаждения отмечается перегиб. Согласно правилу фаз, число степеней свободы $C = 1$ ($C = 2 + 1 - 2 = 1$). При дальнейшем снижении температуры происходит охлаждение только α -твердого раствора.

Аналогично кристаллизуются и другие сплавы этой системы.

Диаграмма состояния сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов. Два компонента A и B с температурами плавления соответственно T_A и T_B в жидком состоянии неограниченно растворимы, а в твердом состоянии нерастворимы друг в друге.

Линия T_ACT_B является линией ликвидус, линия T_3CD – линией солидус, или эвтектической горизонталью (рис. 3.2, а). При охлаждении сплава при температурах, соответствующих линии T_AC , начинают выделяться кристаллы компонента A , а при температурах, соответствующих линии CT_B , – кристаллы компонента B . При температуре T_3 , соответствующей линии T_3CD , из жидкости, имеющей концентрацию, соответствующую точке C , одновременно выделяются кристаллы A и B . Образующаяся механическая смесь называется *эвтектикой*. Эвтектическое превращение – это превращение, при котором жидкость определенного состава при постоянной температуре кристаллизуется одновременно в смесь двух твердых фаз.

Сплав I называется эвтектическим. Кривая охлаждения эвтектического сплава показана на рис. 3.2, б (кривая I). При температуре T_3 кривая переходит в горизонтальное плато, свидетельствующее о том, что кристаллизация эвтектики происходит при постоянной температуре ($C = 2 + 1 - 3 = 0$).

Сплавы, кривые которых расположены слева от кривой эвтектического сплава, называются *доэвтектическими*; расположенные справа – *заэвтектическими*.

Кривая охлаждения заэвтектического сплава II приведена на рис. 3.2, б (кривая II).

Для определения количества жидкой и твердой фаз и их химического состава (концентрации) при температурах, лежащих между линиями ликвидус и солидус, используют вышерассмотренное правило отрезков. Отличие заключается лишь в том, что коноду проводят

от линии ликвидус до пересечения с одной из осей концентрации (рис. 3.2, а). Это свидетельствует о том, что твердая фаза кристаллизуется в доэвтектических сплавах в виде чистого компонента A , а в заэвтектических сплавах – в виде чистого компонента B (рис. 3.2, а).

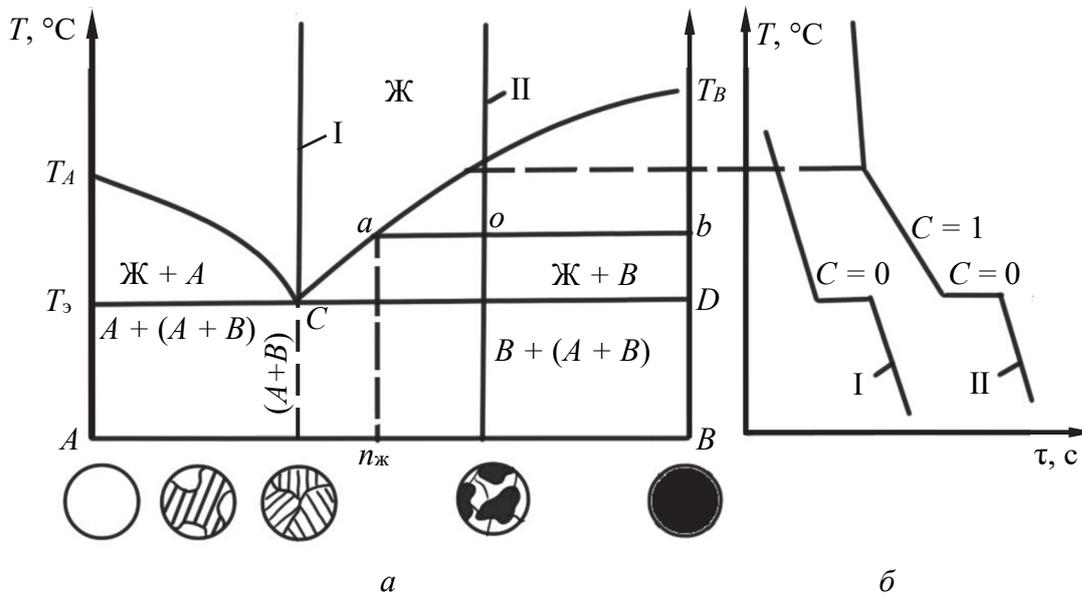


Рис. 3.2. Графическое описание процессов в сплавах, образующих механические смеси из чистых компонентов:
 а – диаграмма состояния; б – кривые охлаждения

Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии. Два компонента A и B с температурами плавления соответственно T_A и T_B неограниченно растворимы в жидком состоянии и ограничено в твердом. Твердый раствор атомов компонента B в кристаллической решетке компонента A называется α -раствором; твердый раствор A в B называется β -раствором. В зависимости от того, какая реакция протекает в условиях существования трех фаз (Ж, α , β), в невариантном состоянии могут быть два вида диаграмм: с эвтектикой и перитектикой.

Диаграмма с эвтектикой. Линия $T_A C T_B$ является линией ликвидус, линия $T_A D E T_B$ – линией солидус (рис. 3.3, а). При концентрациях компонентов, соответствующих отрезку DE , сплавы испытывают эвтектическое превращение при температуре T_3 (рис. 3.3, б, кривая I).

При охлаждении сплава II выделение твердого α -раствора начинается при температуре T_1 (рис. 3.3, а). При температуре T_2

кристаллизация заканчивается. Полученные кристаллы α -раствора не претерпевают изменения до температуры T_3 . Ниже этой температуры твердый α -раствор является пересыщенным и выделяет избыточные кристаллы твердого β -раствора (рис. 3.3, а). Кривая охлаждения этого сплава представлена на рис. 3.3, б (кривая II).

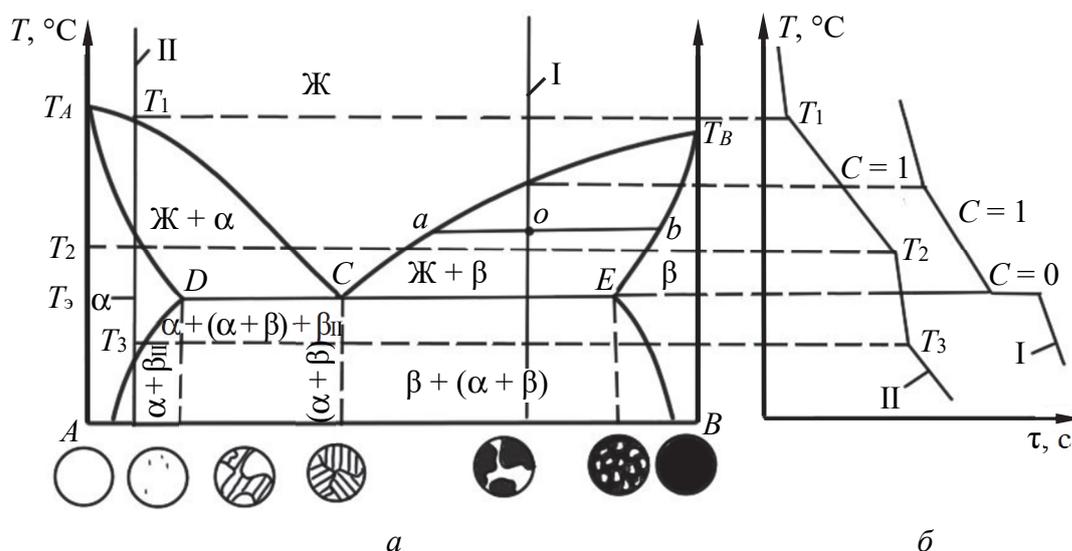


Рис. 3.3. Графическое изображение процессов в сплавах с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с эвтектикой): а – диаграмма состояния; б – кривые охлаждения

Кристаллы β , выделившиеся из твердого α -раствора в результате ограничения растворимости в нем компонента B , называются вторичными кристаллами и обозначаются β_{II} , в отличие от первичных кристаллов твердого β -раствора, выделяющихся из жидкости.

Для определения количества жидкой и твердой фаз и их химического состава при температурах, лежащих между линиями ликвидус и солидус, используют вышерассмотренное правило отрезков (рис. 3.3, а).

Диаграмма с перитектикой. При перитектическом превращении жидкость реагирует с ранее выпавшими кристаллами и образует новый вид кристаллов.

Линия $T_A C T_B$ является линией ликвидус, линия $T_A E D T_B$ – линией солидус (рис. 3.4, а). При концентрации компонентов в пределах отрезка CD сплавы испытывают перитектическое превращение при постоянной температуре T_p . Кривые охлаждения сплавов с перитектическим превращением представлены на рис. 3.4, б.

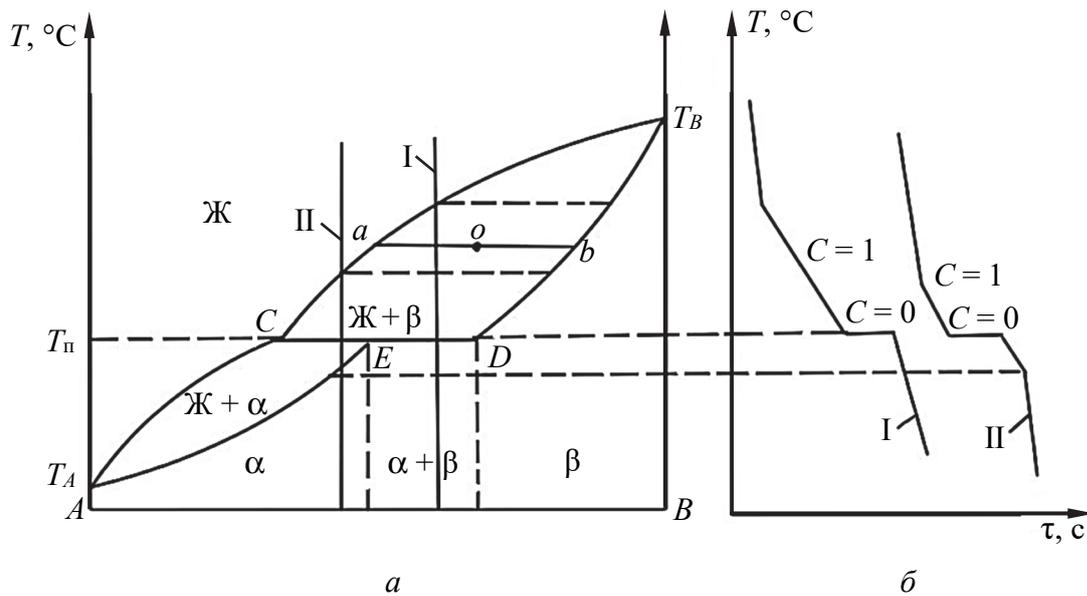


Рис. 3.4. Графическое изображение процессов в сплавах с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с перитектикой):
 а – диаграмма состояния; б – кривые охлаждения

Объемное содержание жидкой и твердой фаз и их химический состав определяются так же, как и в предыдущих случаях.

Диаграмма состояния сплавов, образующих устойчивое химическое соединение. Химическое соединение характеризуется определенным соотношением компонентов (A_nB_m). Это отражается на диаграмме вертикальной линией, проходящей через точку на оси абсцисс, отвечающую соотношению компонентов в химическом соединении (рис. 3.5).

Твердыми фазами такой системы являются компоненты A , B и химическое соединение A_nB_m с температурой плавления L . Линия $T_A E_1 L E_2 T_B$ является линией ликвидус; линия $C D F K$ – линией солидус. На диаграмме состояния имеются две эвтектические точки E_1 и E_2 (рис. 3.5).

Поскольку химическое соединение плавится при постоянной температуре, его можно представлять как однокомпонентную систему. В этом случае диаграмму, показанную на рис. 3.5, можно рассматривать как две приставленные друг к другу диаграммы состояния сплавов, образующих механическую смесь кристаллов чистых компонентов. Отличие состоит лишь в том, что кроме выделения кристаллов чистых компонентов A и B происходит еще образование кристаллов химического соединения $F_n B_m$.

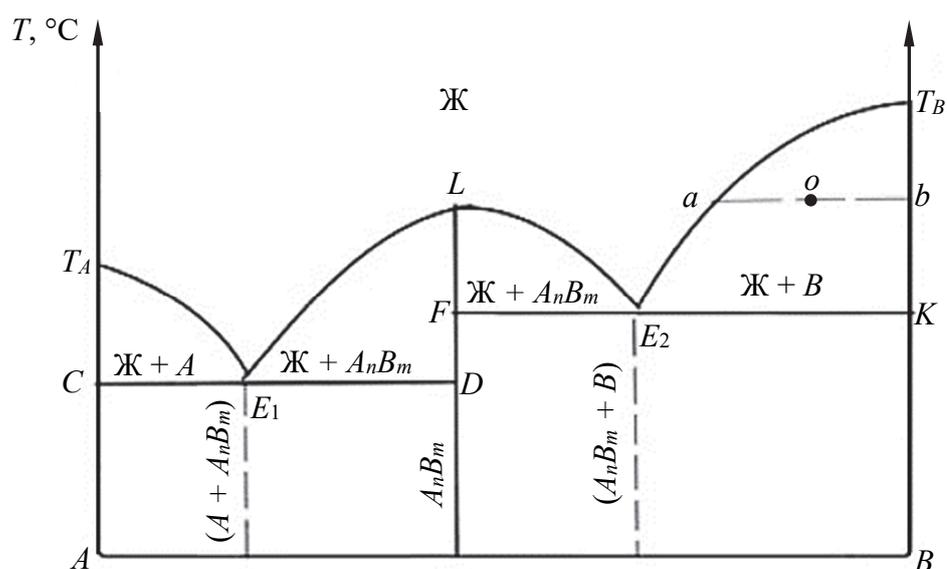


Рис. 3.5. Диаграмма состояния сплавов, образующих устойчивое химическое соединение

Построение кривых охлаждения, а также расчет объемного содержания жидкой и твердой фаз и их химического состава проводят так же, как для диаграмм состояния сплавов, образующих механическую смесь кристаллов чистых компонентов.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Ознакомиться с вышеприведенными типами диаграмм состояния двухкомпонентных систем.

2. Освоить методику построения кривых охлаждения и расчет объемного содержания жидкой и твердой фаз и их химического состава в интервале температур, лежащем между линиями ликвидус и солидус.

3. Вычертить диаграммы состояния, которые представлены на рис. 3.6–3.9. Для каждой диаграммы:

а) указать линии ликвидус и солидус;
 б) отметить фазы, образующиеся во всех частях диаграммы;
 в) построить кривые охлаждения для концентраций, указанных преподавателем;

г) рассчитать объем жидкой и твердой фаз и их химический состав для точек (температур), выбранных преподавателем.

4. Написать отчет о работе в соответствии с п. 1–3 задания в произвольной форме.

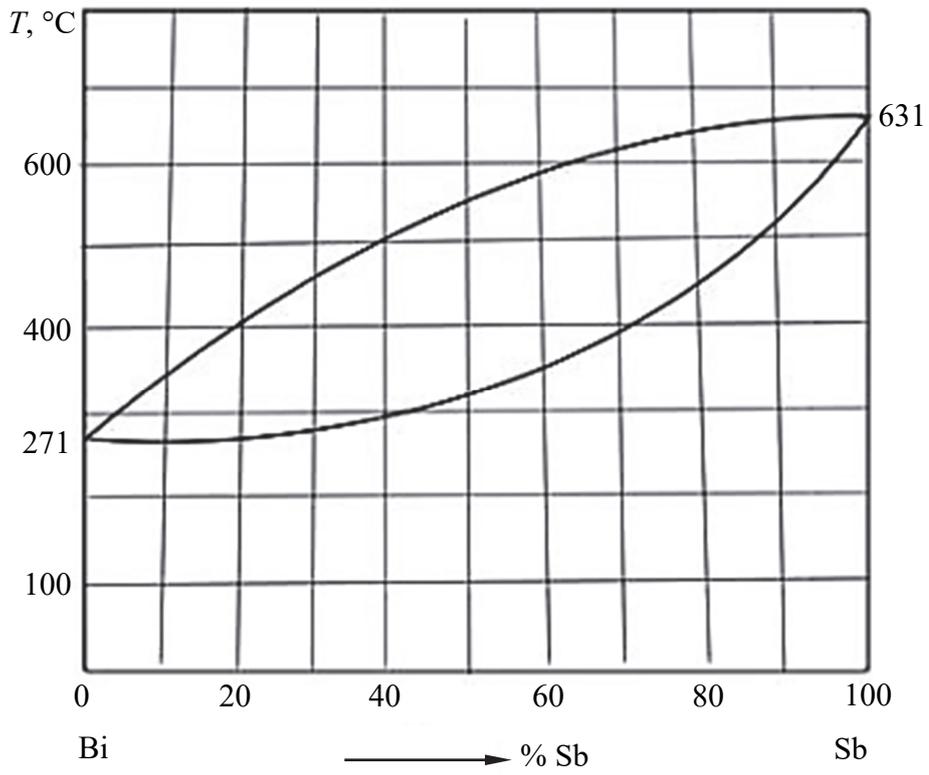


Рис. 3.6. Диаграмма состояния сплава «висмут – сурьма»

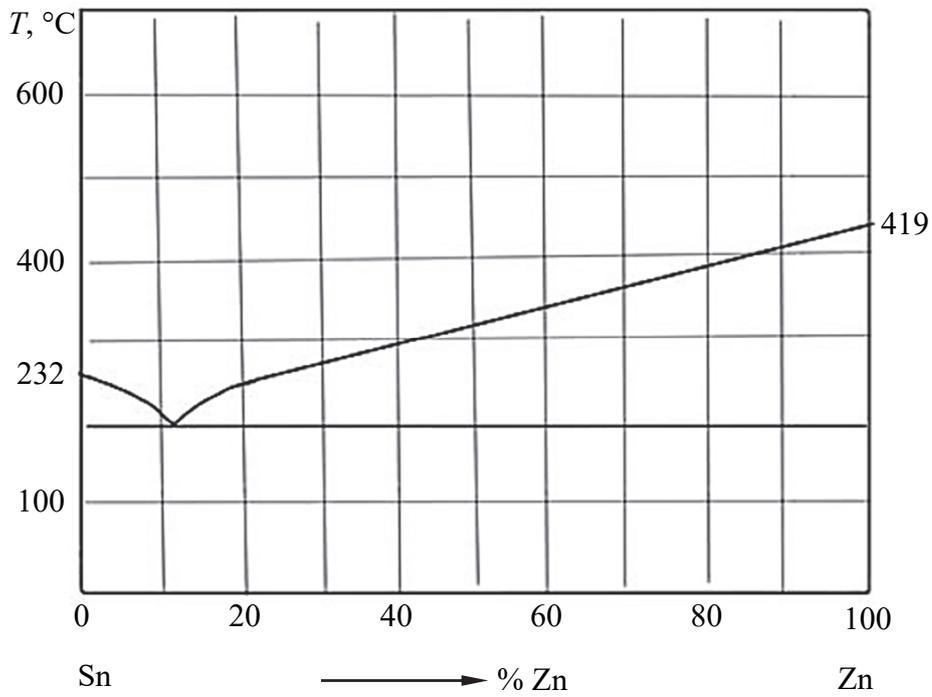


Рис. 3.7. Диаграмма состояния сплава «олово – цинк»

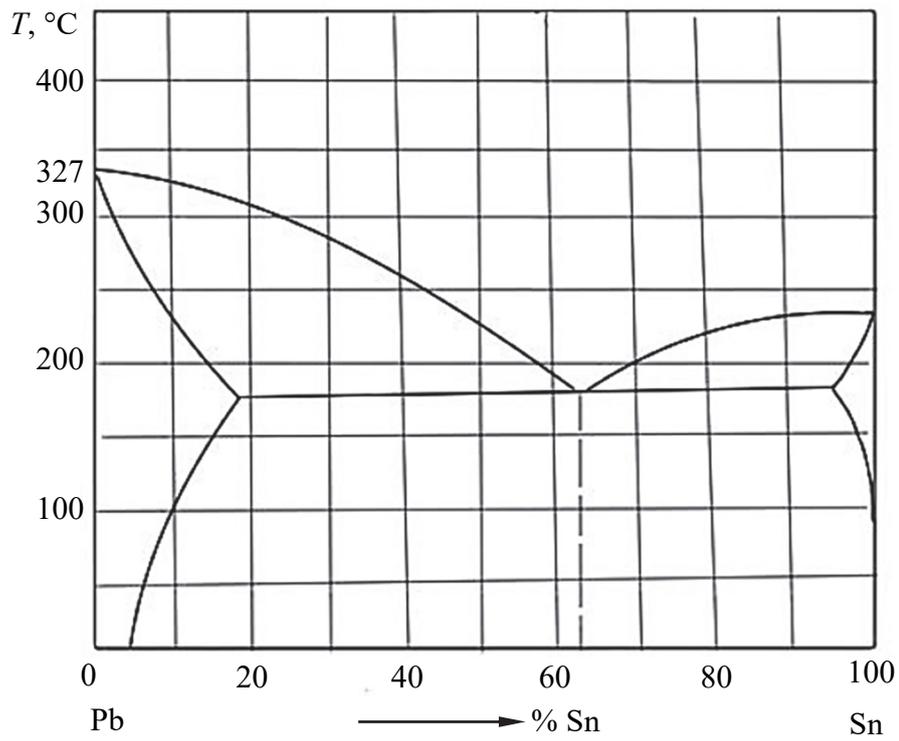


Рис. 3.8. Диаграмма состояния сплава «свинец – цинк»

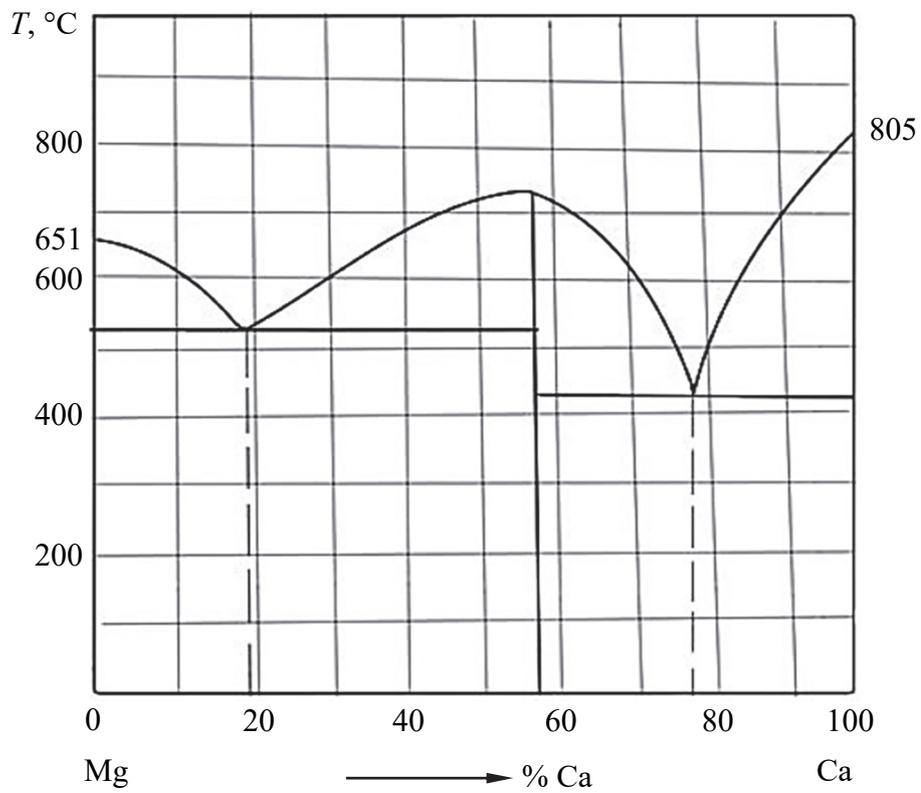


Рис. 3.9. Диаграмма состояния сплава «магний – кальций»

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что понимают под сплавом, компонентом, фазой, микро- и макроструктурой?
2. Приведите определение твердого раствора. Какие виды твердых растворов существуют?
3. Что представляет собой химическое соединение? Чем оно отличается от твердых растворов?
4. Из чего могут состоять механические смеси? Перечислите виды механической смеси, которые вы знаете.
5. Что представляет собой диаграмма состояния? В каких координатах она строится? Что она показывает?
6. От чего зависит тип (вид) диаграммы состояния?
7. Что определяет правило фаз? Дайте определение степени свободы системы.
8. Раскройте суть понятий «линия ликвидус» и «линия солидус».
9. Поясните, что такое кривые охлаждения.
10. Как рассчитать объем жидкой и твердой фаз и их химический состав для температур, расположенных между линиями ликвидус и солидус?
11. Расскажите, как изменяются свойства твердых растворов с увеличением концентрации растворенного компонента.
12. Каким образом изменяются свойства сплавов при образовании химических соединений?
13. Каковы закономерности изменения свойств сплавов при изменении концентрации компонентов для различных типов диаграмм состояния (правило Курнакова)?
14. Что означает ограниченная и неограниченная растворимость компонентов?

Лабораторная работа № 4

ОТЖИГ И НОРМАЛИЗАЦИЯ

Цель работы – ознакомиться с основными видами отжига металлов и сплавов; сравнить твердость деформированной стали, меди или алюминия после дорекристаллизационного и рекристаллизационного отжигов, а также твердость стали после нормализационного отжига (нормализации) и после полного отжига.

Приборы, материалы и инструмент: муфельная печь; клещи; твердомер Роквелла; образцы из углеродистой стали, меди или алюминия; атлас микроструктур.

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Общая характеристика процессов отжига и нормализации

Отжиг – это термическая обработка, цель которой – получить структуру металла в равновесном состоянии. Отжиг бывает первого и второго рода.

Отжиг первого рода частично или полностью устраняет отклонения от равновесного состояния, возникшие при предыдущей обработке, причем его проведение не обусловлено фазовыми превращениями.

В зависимости от того, какие отклонения от равновесного состояния устраняются, различают следующие разновидности отжига первого рода:

- гомогенизационный;
- рекристаллизационный и дорекристаллизационный;
- уменьшающий напряжения.

К основным параметрам отжига первого рода относятся температура нагрева и время выдержки. Скорости нагревания и охлаждения имеют подчиненное значение.

Гомогенизационный отжиг – это термическая обработка, при которой главным процессом является устранение последствий дендритной

ликвации (неоднородности химического состава, возникающей в процессе кристаллизации сплавов). Обычно гомогенизационный отжиг проводят при температурах выше $(0,90-0,95)T_{пл}$, но ниже точки солидуса сплава. Время выдержки составляет 8–12 ч.

Гомогенизационному отжигу подвергают легированные стали; углеродистые стали такому виду отжига обычно не подвергают, так как в них при нагреве под горячую обработку давлением дендритная ликвация успевает исчезнуть из-за быстрой диффузии углерода в аустените.

Рекристаллизационный отжиг – это термическая обработка деформированного металла или сплава, при которой главным процессом является рекристаллизация. *Дорекристаллизационный отжиг* – это термическая обработка деформированного металла или сплава, при которой главным процессом выступает возврат. При рекристаллизационном отжиге изделия нагревают до температуры выше $t_{рек}$, при дорекристаллизационном отжиге – выше $t_{возвр}$.

Рассмотрим подробнее процессы, происходящие в металлах при данных видах отжига.

Как уже отмечалось ранее, холодная пластическая деформация вызывает в металлах и сплавах образование *текстуры деформации* и *наклепа*, связанных с резким увеличением дефектов кристаллического строения. Это приводит металл в состояние с повышенной свободной энергией. В связи с этим состояние деформированного металла термодинамически неустойчиво. При нагреве наклепанного металла в нем протекают процессы *возврата* и *рекристаллизации*, изменяющие его свойства обратно тому, как они изменялись при холодной пластической деформации: показатели сопротивления деформированию (пределы прочности и текучести, твердость) уменьшаются, а показатели пластичности (относительное удлинение и сужение) возрастают.

Процессы возврата (отдых и полигонизация) протекают при нагреве до сравнительно низких температур (ниже $(0,2-0,3)T_{пл}$).

На первой стадии возврата – отдыхе – происходит уменьшение концентрации точечных дефектов (вакансий и межузельных атомов) и перераспределение дислокаций без образования новых субзерен.

На второй стадии возврата – полигонизации – наблюдается дробление (фрагментация) деформированных кристаллов на субзерна (полигоны) с границами, представляющими собой дислокационные стенки (рис. 4.1).

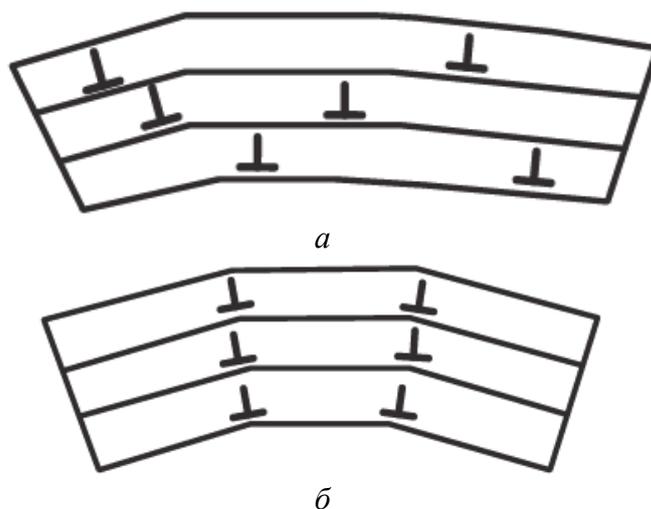


Рис. 4.1. Дробление деформированных кристаллов на полигоны:
a – перераспределение дислокаций без образования новых субзерен;
б – дислокационные стенки после полигонизации

При прохождении процессов возврата еще не отмечается заметных изменений структуры металла, видимой в световом микроскопе, по сравнению с деформированным состоянием. При этом механические свойства ($HВ$, σ_b , δ) остаются без изменений или изменяются незначительно (рис. 4.2).

Однако начиная с определенной температуры $t_{рек}^H$ в структуре холоднодеформированного металла при нагреве наблюдается образование новых равноосных мелких зерен (рис. 4.2). Процесс образования и роста новых округлых равноосных зерен вместо волокнистой структуры называют первичной рекристаллизацией. Следует отметить, что новые равноосные зерна отличаются от старых более совершенным внутренним строением и резко пониженной плотностью дислокаций. Образование таких зерен приводит к снижению твердости и прочности металла и повышению пластичности (рис. 4.2). Движущей силой процесса первичной рекристаллизации является разница свободных энергий деформированного материала и материала в равновесном состоянии. Установлено, что температура начала рекристаллизации $t_{рек}^H$ для чистых металлов составляет примерно $0,4T_{пл}$, а для сплавов – $(0,70-0,75)T_{пл}$. Таким образом, наличие примесей является важным фактором, определяющим температуру рекристаллизации.

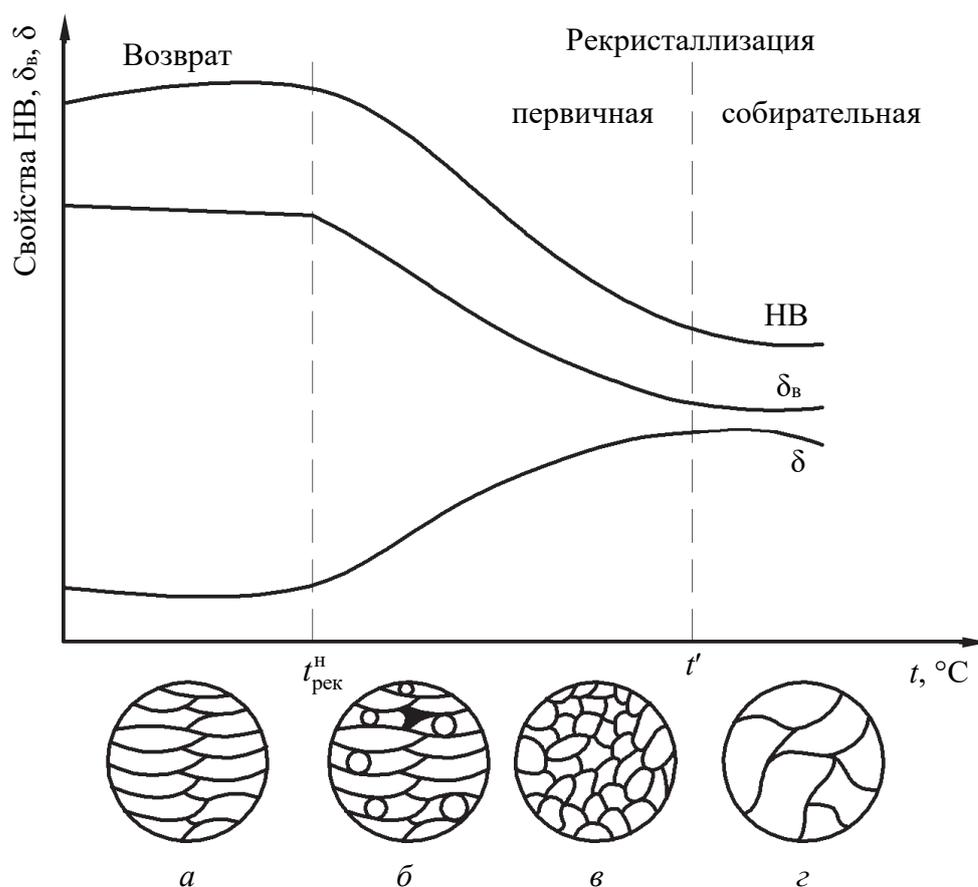


Рис. 4.2. Влияние температуры нагрева на механические свойства и структуру холоднотемпературно деформированного металла. Схема строения зерен: а – в процессе возврата; б, в – при первичной рекристаллизации; г – при собирательной рекристаллизации

При дальнейшем повышении температуры наблюдается рост одних рекристаллизованных зерен за счет других (рис. 4.2). Такой процесс называется *собирательной рекристаллизацией*. Он происходит за счет снижения поверхностной энергии, поскольку рост зерен приводит к уменьшению площади границ. При этом структура и свойства металла приближаются к статусу, характерному для недеформированного состояния. Данная термическая обработка получила название рекристаллизационного отжига.

Таким образом, холодная пластическая деформация формирует в металлах и сплавах текстуру деформации и наклеп, связанный с резким увеличением дефектов кристаллического строения. Рекристаллизационный отжиг частично или полностью устраняет данные дефекты.

Температура рекристаллизации имеет большое значение при выборе температуры деформации металлов и сплавов. В зависимости

от соотношения температуры проведения деформации и температуры рекристаллизации металла различают холодную и горячую деформации.

Холодной называют такую деформацию, которую проводят при температурах ниже температуры рекристаллизации. Следовательно, холодная деформация сопровождается упрочнением (наклепом) металла.

Горячая деформация – это деформация, которую проводят при температуре выше температуры рекристаллизации. В этом случае образовавшийся наклеп устраняется процессом рекристаллизации, и упрочнение (наклеп) металла не наблюдается.

Отжиг, уменьшающий напряжения, – это термическая обработка, при которой главным процессом является полная или частичная релаксация зональных остаточных напряжений, возникающих от предыдущих обработок: литье, сварка и т. д.

Остаточные напряжения при отжиге уменьшаются двумя способами:

1) нагревают изделие для уменьшения предела текучести σ_T металла. В этом случае остаточные напряжения становятся выше предела текучести σ_T металла; он пластически деформируется, снижая остаточные напряжения. Затем изделие охлаждают. Предел текучести σ_T металла повышается, а остаточные напряжения остаются на низком уровне;

2) используют временные перегрузки изделия. В результате ползучести при напряжениях, меньших σ_T , остаточные напряжения снижаются.

Отжиг второго рода основан на использовании диффузионных (нормальных) фазовых превращений при охлаждении металлов и сплавов.

Принципиальную возможность применения к сплаву отжига второго рода можно установить по диаграмме состояния. Практически целесообразность отжига второго рода определяется тем, насколько сильно структурные изменения влияют на свойства металла или сплава.

Основными параметрами отжига второго рода являются температура нагрева, время выдержки при этой температуре и скорость охлаждения.

Различают следующие основные разновидности отжига второго рода:

- полный;
- неполный;
- сфероидизирующий;
- нормализационный (нормализация);
- изотермический.

Полный отжиг – нагрев доэвтектоидной стали на 20–40°C выше A_{c3} и эвтектоидной стали на 20–40°C выше A_{c1} (рис. 4.3), выдержка и охлаждение с печью. Обеспечивает получение равновесной структуры (перлит и феррит или перлит), отвечающей максимальной пластичности и низкой твердости.

Неполный отжиг – нагрев доэвтектоидной стали выше A_{c1} , но ниже A_{c3} (рис. 4.3), далее выдержка и охлаждение с печью. Обеспечивает только частичную перекристаллизацию стали вследствие превращения перлита в аустенит при вышеуказанном нагреве. Используется в основном для улучшения обрабатываемости стали резанием.

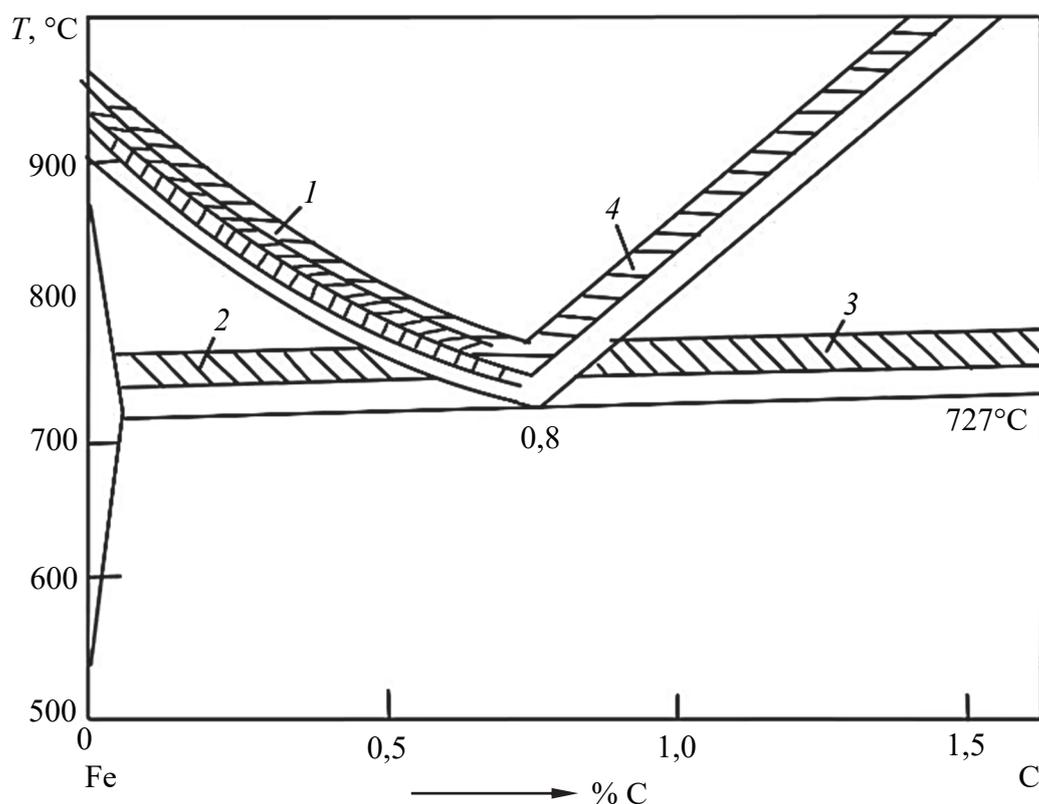


Рис. 4.3. Температура нагрева стали при отжигах второго рода:
 1 – полный отжиг; 2 – неполный отжиг; 3 – сфероидизирующий отжиг;
 4 – нормализационный отжиг (нормализация)

Сфероидизирующий отжиг – нагрев заэвтектоидной стали выше A_{c1} , но ниже $A_{c.ст}$ (рис. 4.3), после чего выдержка и охлаждение с печью. Приводит к разрушению и сфероидизации цементитной сетки по границам зерен в заэвтектоидной стали и снижению ее твердости.

Нормализационный отжиг (нормализация) – нагрев доэвтектоидной стали на $30\text{--}50^\circ\text{C}$ выше A_{c3} , эвтектоидной стали выше A_{c1} , заэвтектоидной стали выше $A_{c.ст}$ (рис. 4.3), выдержка и охлаждение на воздухе. После нормализационного отжига сталь имеет структуру «сорбит»; твердость стали с такой структурой несколько выше, чем со структурой «перлит».

Изотермический отжиг проводят при изотермической выдержке стали до полного распада аустенита при температуре ниже A_{c1} и охлаждении на воздухе. Таким образом, изотермический отжиг позволяет сократить время отжига (по сравнению с полным отжигом) и получить более однородную структуру стали по сечению изделий.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

Задание 1

1. Определить (с помощью справочника) температуры дорекристаллизационного отжига ($0,2T_{пл}$) и рекристаллизационного отжига ($(0,5\text{--}0,7)T_{пл}$) в зависимости от исследуемого материала.

2. Осуществить нагрев образцов после пластической деформации со степенью деформации не менее 50%, поместив их в печи, предварительно нагретые до температур, определенных согласно п. 1.

3. После выдержки в печи в течение 20 мин образцы вынуть, охладить, замерить твердость материала и результаты записать в табл. 4.1.

4. Сделать вывод о соотношении твердости исследуемого материала после дорекристаллизационного и рекристаллизационного отжигов.

5. Написать отчет о работе, в котором будут отражены полученные результаты.

Таблица 4.1

**Результаты измерения параметров образца
при отжиге**

Материал	Степень деформации ϵ , %	Твердость до нагрева, HRB	Температура рекристаллизации, °С	Температура дорекристаллизационного отжига, °С	Твердость после перекристаллизационного отжига, HRB	Температура рекристаллизационного отжига, °С	Твердость после рекристаллизационного отжига, HRB

Задание 2

1. Нагреть стальной образец до температуры аустенизации (см. рис. 4.3 на с. 48).

2. Провести охлаждение образца на воздухе.

3. Замерить твердость стали после нормализации. Результаты записать в табл. 4.2. Указать структуру стали.

4. Сравнить твердость стали после нормализации с твердостью стали после полного отжига (по представлению преподавателя).

5. Написать отчет о работе, в котором должны быть приведены: название и цель работы, приборы и материалы, используемые при выполнении работы, краткие теоретические сведения, результаты экспериментов в виде табл. 4.1 и 4.2, график зависимости в координатах «твердость (НВ или HRB) – температура нагрева при отжиге (°С)». После чего сделать вывод о влиянии отжигов на твердость исследуемого материала.

Таблица 4.2

**Результаты измерения параметров образца
при нормализации**

Марка стали	Содержание углерода, %	Твердость после полного отжига, HRB	Температура нагрева стали при нормализации, °С	Твердость стали после нормализации, HRB	Микроструктура стали после нормализации

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какова цель отжига?
2. В чем отличие отжига первого рода от отжига второго рода?
3. Назовите разновидности первого и второго рода отжигов.
4. Какие структурные изменения происходят в наклепанном металле при прохождении процессов возврата?
5. Как изменяется структура и свойства деформированного металла после рекристаллизации?
6. Перечислите отличительные признаки холодной и горячей деформации.
7. Чему равна температура рекристаллизации? Какие факторы определяют температуру рекристаллизации?
8. Какие структуры стали получаются после нормализации по сравнению со структурами стали после полного отжига? Назовите их свойства.

Лабораторная работа № 5

ЗАКАЛКА

Цель работы – освоить методику выбора режимов и технологии проведения закалки углеродистых и низколегированных сталей; исследовать влияние закалки на твердость углеродистой и низколегированной сталей.

Приборы, материалы и инструмент: муфельная печь; клещи; закалочные ванны с водой и маслом; твердомер Роквелла; образцы углеродистой и низколегированной сталей.

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Закалка – это термическая обработка, при которой основным процессом является формирование неравновесной структуры во время ускоренного охлаждения. Различают два вида закалки: без полиморфного превращения и с полиморфным превращением.

Углеродистые и низколегированные стали, в отличие, например, от некоторых цветных сплавов, подвергают закалке с полиморфным превращением.

Закалка с полиморфным превращением (или закалка на мартенсит) – это термическая обработка сплава, при которой главным является мартенситное превращение высокотемпературной фазы. Поэтому закалку углеродистых сталей называют закалкой на мартенсит. Такая закалка применяется для получения максимально возможной твердости и износостойкости стали.

Основными параметрами закалки являются температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения.

Первым этапом закалки является **нагрев** стали. В большинстве случаев цель нагрева стали – получение аустенитной структуры. Температура нагрева стали под закалку зависит от количества углерода.

Дозвтектоидную сталь необходимо нагревать до температуры на 30–50°C выше критической точки A_{c3} (рис. 5.1). При таком нагреве происходит полная фазовая перекристаллизация ($\Phi + \Pi \rightarrow A$),

поэтому закалка называется полной. При неполной закалке происходит неполная фазовая перекристаллизация, т. е. сталь нагревают до межкритических температур – между критическими точками A_{c1} и A_{c3} (рис. 5.1).

Эвтектоидную и заэвтектоидную стали нагревают на $30\text{--}50^\circ\text{C}$ выше критической точки A_{c1} (рис. 5.1). Для заэвтектоидной стали такая закалка будет неполной, потому что при нагреве происходит частичная фазовая перекристаллизация ($\text{П} + \text{Ц}_{\text{II}} \rightarrow \text{А} + \text{Ц}_{\text{II}}$).

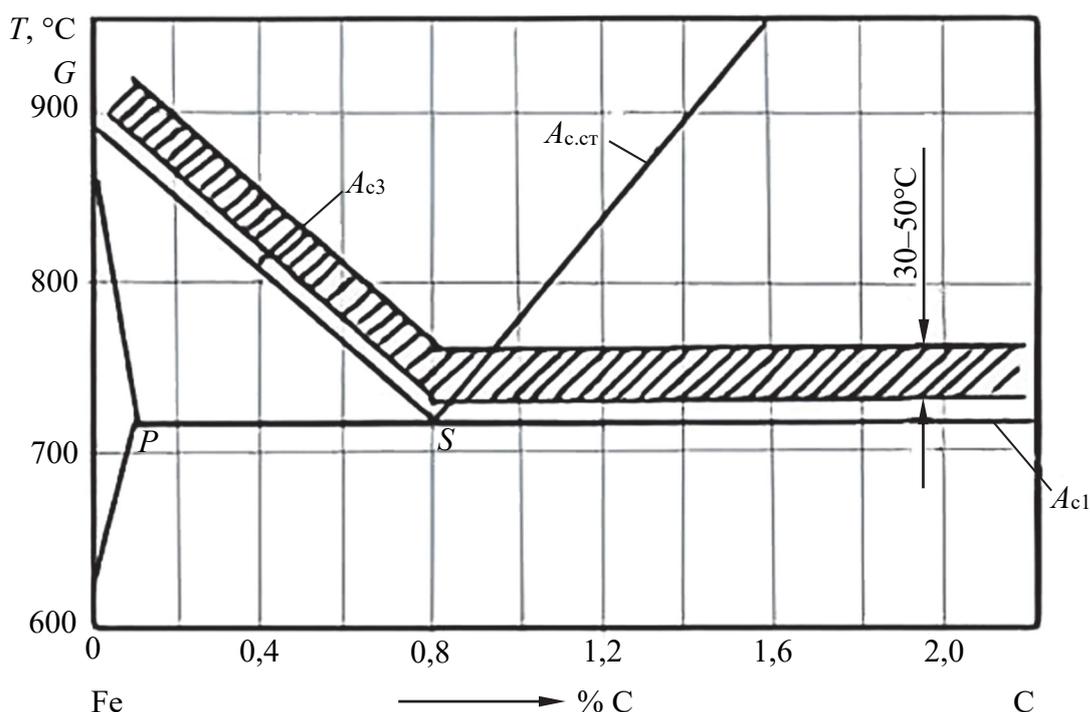


Рис. 5.1. Левая нижняя часть диаграммы «железо – углерод». Оптимальный интервал температур для нагрева стали под закалку

Для некоторых легированных сталей температура нагрева под закалку значительно превышает критические точки A_{c1} и A_{c3} (на $150\text{--}250^\circ\text{C}$), что необходимо для перевода в твердый раствор специальных карбидов и получения требуемой легированности аустенита. Такое увеличение температуры не ведет к значительному росту зерна, так как нерастворимые частицы карбидов тормозят рост зерна аустенита.

Второй этап – это **выдержка**, которая должна обеспечить полный прогрев изделия по сечению и завершение фазовых превращений, а также полную гомогенизацию аустенита (т. е. равномерное

распределение углерода в аустенитной структуре). Время выдержки зависит от размеров и формы изделия, а также от температуры нагрева. Чем больше размеры изделия, тем больше время выдержки.

Чем выше температура нагрева (при прочих равных условиях), тем меньше время выдержки. В табл. 5.1 показано время нагрева и выдержки образца или детали из углеродистых сталей в зависимости от температуры нагрева, их формы и размеров. Для легированных сталей это время может быть увеличено на 10–20%.

Таблица 5.1

**Продолжительность нагрева, мин, образцов или деталей
из углеродистых сталей на 1 мм их диаметра или толщины**

Температура нагрева, °С	Форма изделия		
	круг	квадрат	пластина
600	2,0	3,0	4,0
700	1,5	2,2	3,0
800	1,0	1,5	2,0
900	0,8	1,2	1,6
1000	0,4	0,6	0,8

Третий этап – это **охлаждение** стали. Скорость охлаждения стальных образцов или деталей должна быть не ниже критической.

Критической скоростью закали $V_{кр}$ называется минимальная скорость охлаждения, при которой аустенит превращается в мартенсит. Критическая скорость закали неодинакова для различных сталей и зависит от устойчивости аустенита, определяемой химическим составом стали.

Углеродистые стали имеют высокую критическую скорость закали (800–200 град/с), причем наименьшей критической скоростью закали обладает эвтектоидная сталь. Чем крупнее зерно аустенита и больше его однородность, тем меньше критическая скорость закали. Критическая скорость закали для углеродистых сталей обеспечивается закалкой в воде или водных растворах солей или щелочей.

Для закали *легированных сталей* используют минеральное масло, обеспечивающее меньшую скорость закали в мартенситном интервале температур, а следовательно, и меньшие закалочные напряжения.

Легированные элементы, повышая устойчивость аустенита, резко снижают критическую скорость закалки. Например, при введении 1% хрома в сталь с 1% углерода критическая скорость закалки уменьшается в 2 раза, а при введении 0,4% молибдена критическая скорость закалки снижается от 200 до 50 град/с. Сильно уменьшают критическую скорость закалки марганец и никель, в меньшей степени ее снижает вольфрам. Для многих легированных сталей критическая скорость закалки уменьшается до 20–30 град/с и ниже. Кобальт является единственным легирующим элементом, повышающим критическую скорость закалки.

При охлаждении стали со скоростью не ниже критической диффузия углерода в кристаллической решетке железа произойти не успеет, а кристаллическая решетка γ -железа перестраивается в α -железо путем сдвига атомов железа друг относительно друга на расстояния меньше межатомных. Поскольку диффузия атомов углерода и железа отсутствует, т. е. процесс является бездиффузионным, то содержание углерода в решетке α -железа будет равно содержанию углерода в решетке γ -железа аустенита, в результате чего решетка α -железа оказывается пересыщенной углеродом, деформируется и становится тетрагональной (рис. 5.2, а). Эта новая фаза с тетрагональной кристаллической решеткой железа называется мартенситом.

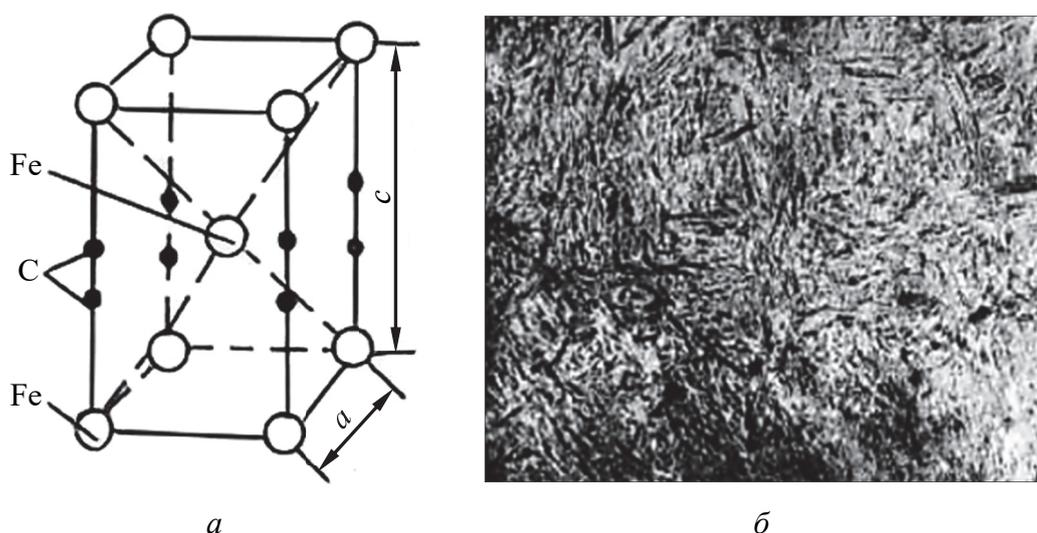


Рис. 5.2. Мартенсит:
а – схема кристаллической решетки;
б – микроструктура (увеличение в 1000 раз)

Мартенсит – это пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железо. Тетрагональность решетки мартенсита вызвана наличием в ней избыточного количества углерода (свыше 0,006% при комнатной температуре).

Мартенсит высокоуглеродистых сталей имеет игольчатое строение (рис. 5.2, б), высокую твердость и низкую пластичность. Чем больше содержание углерода в мартенсите, тем значительнее искажение кристаллической решетки, т. е. больше отношение параметров решетки c / a , называемое степенью тетрагональности, и, следовательно, выше твердость кристаллов мартенсита. Скорость образования кристаллов мартенсита очень велика и достигает 1000 м/с. Атомы железа при перестройке $\gamma \rightarrow \alpha$ смещаются упорядоченно, в строго определенных кристаллографических направлениях.

Мартенсит в высокоуглеродистых сталях может иметь твердость до 65 HRC. Высокая твердость мартенсита обусловлена, во-первых, искажениями кристаллической решетки и, соответственно, большими внутренними напряжениями, во-вторых, возникновением фазового наклепа вследствие увеличения объема при превращении аустенита в мартенсит (плотность упаковки ГЦК-решетки больше, чем ОЦК-решетки). В результате этого плотность дислокаций в мартенсите достигает уровня плотности дислокации холоднодеформированной стали и равняется $10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Получить у лаборанта образцы углеродистой и низколегированной сталей для проведения закалки.
2. Замерить твердость стали в исходном состоянии.
3. Определить температуру и продолжительность нагрева образцов исследуемых сталей (см. рис. 5.1 на с. 53 и табл. 5.1 на с. 54).
4. Провести закалку образцов углеродистой стали в воде, а низколегированной стали в масле.
5. Определить твердость стали после закалки.
6. Результаты представить в виде табл. 5.2.
7. Написать отчет о работе в соответствии с п. 1–6 задания в произвольной форме.

Таблица 5.2

Результаты измерения параметров образца при закалке

Марка стали	Содержание углерода, %	Твердость стали до закалки, HRC	Температура нагрева стали, °C	Продолжительность нагрева, мин	Среда охлаждения	Твердость стали после закалки, HRC	Микроструктура стали после закалки

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какому виду закалки подвергают углеродистые и низколегированные стали?
2. Дайте определение критической скорости закалки.
3. Как рассчитать продолжительность нагрева стальных образцов или деталей при закалке?
4. Приведите алгоритм определения температуры закалки доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталей.
5. Что такое мартенсит? Назовите особенности мартенситного превращения.
6. Какую решетку имеет мартенсит?
7. Поясните, какова природа высокой твердости мартенсита.

Лабораторная работа № 6

ОТПУСК СТАЛИ

Цель работы – получить практические навыки проведения закалки и отпуска углеродистой стали; исследовать влияние температуры отпуска на структуру и твердость углеродистой стали, а также отпускной хрупкости на ударную вязкость легированной стали.

Приборы, материалы и инструмент: твердомер Роквелла; муфельная электропечь; клещи; образцы углеродистой и легированной сталей; атлас микроструктур.

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Закалочные напряжения

После закалки на мартенсит углеродистая сталь имеет высокую твердость (58–62 HRC), но низкую пластичность. Кроме того, в процессе закалки образец или деталь по сечению охлаждается неравномерно, в результате возникают довольно значительные закалочные напряжения. Поэтому закалка углеродистых сталей не является окончательной обработкой.

Закалочные напряжения подразделяются на фазовые (структурные) и термические (тепловые).

Напряжения, которые возникают вследствие структурных превращений (в данном случае мартенситных) в охлаждаемом образце или детали, называют *фазовыми*. Появление фазовых напряжений при закалке обусловлено двумя причинами:

- удельный объем мартенсита больше, чем удельный объем аустенита;

- мартенситное превращение в поверхностных и внутренних слоях детали протекает неодновременно.

Напряжения, возникающие вследствие неравномерного теплового сжатия образца по сечению в процессе закалки, называют *термическими*.

Рассмотрим процесс появления закалочных (фазовых и термических) напряжений в образце подробнее.

С одной стороны, в начальном промежутке времени при охлаждении до точки M_n ($\approx 240^\circ\text{C}$) в поверхностных слоях начнется мартенситное превращение, в результате чего увеличится объем материала, создавая сжимающие напряжения. Внутренняя часть образца, находясь пока в аустенитном состоянии, будет испытывать растягивающие напряжения. По мере охлаждения центральной части образцов и развития мартенситных превращений знак напряжений на поверхности и в сердцевине образца поменяется. Теперь уже растягивающие напряжения возникают в поверхностных слоях, а сжимающие – в центральной части (рис. 6.1, *а*).

С другой стороны, поверхностные слои образца, охлаждаясь быстрее, чем внутренние, сжимаются по законам физики. Это приводит к неравномерности изменения объема: внутренние слои препятствуют сжатию внешних слоев. В результате этого в поверхностных слоях возникают растягивающие, а во внутренних – сжимающие напряжения. При дальнейшем охлаждении образца теперь уже сердцевина будет испытывать тепловое сжатие. Вследствие этого вышеуказанные напряжения начнут уменьшаться и в некоторый момент произойдет изменение знака напряжений на поверхности и в сердцевине образца: на поверхности получаются остаточные напряжения сжатия, а в сердцевине – напряжения растяжения (рис. 6.1, *б*). Таким образом, тепловые напряжения изменяются в обратном порядке относительно структурных напряжений.

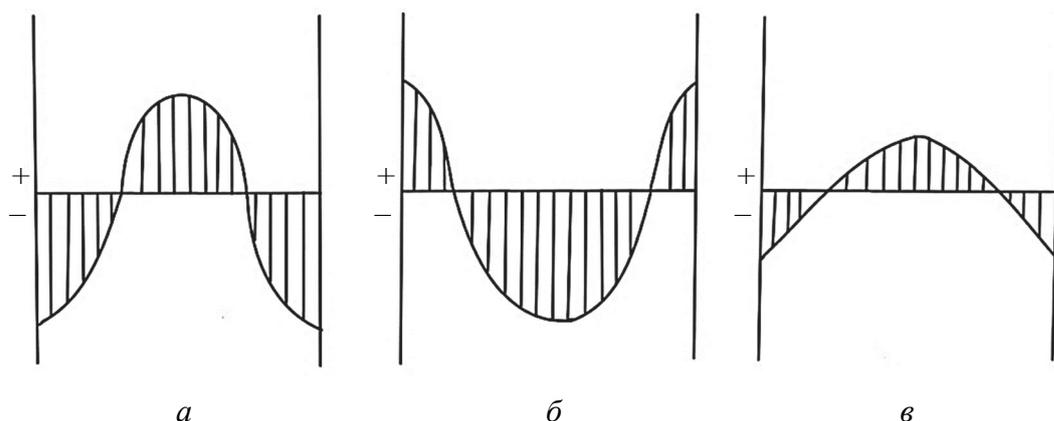


Рис. 6.1. Схемы эпюров остаточных напряжений:

а – структурные; *б* – тепловые; *в* – суммарные

(«-» – растягивающие напряжения;

«+» – сжимающие напряжения)

При закалке одновременно возникают как тепловые, так и структурные напряжения, которые суммируются (рис. 6.1, в). Поэтому после закалки на поверхности образца всегда присутствуют, как правило, растягивающие напряжения, хотя иногда отмечаются и сжимающие.

Следует обратить внимание на то, что:

1) закалочные напряжения получаются наибольшими не после окончательного охлаждения, а в процессе самого охлаждения и могут вызвать коробление детали;

2) в поверхностных слоях могут возникать значительные растягивающие напряжения, которые приводят к появлению трещин (сжимающие напряжения трещин не вызывают).

Отпуск

Для уменьшения или полного устранения закалочных напряжений, а также для повышения пластичности стали после закалки проводят *отпуск*. В зависимости от температур нагрева различают три вида отпуска: низкий, средний и высокий (табл. 6.1).

Таблица 6.1

Виды и применение отпуска закаленных сталей

Вид отпуска	Температура отпуска, °С	Структура	Применение
Низкий	150–250	Отпущенный мартенсит	Металлорежущий, деформирующий и мерительный инструмент
Средний	350–450	Троостит отпуска	Пружины, рессоры и т. д.
Высокий (улучшение)	550–650	Сорбит отпуска	Тяжелонагруженные детали в машиностроении и других областях техники

Низкий отпуск заключается в нагреве закаленной стали до температуры 150–250°С. Время выдержки зависит от формы и размеров детали. Выдержка должна обеспечить получение стабильной структуры при данной температуре отпуска. При низком отпуске мартенсит закалки превращается в мартенсит отпуска (см. атлас микроструктур). Это превращение связано с уменьшением степени тетрагональности мартенсита, которое происходит за счет выделения

углерода из мартенсита в виде карбидных частиц Fe_2C , когерентно связанных с твердым раствором. Структура стали после низкого отпуска состоит из мартенсита с меньшим содержанием углерода, чем исходный мартенсит, и мелких карбидных частиц.

Низкий отпуск предназначен для частичного снятия внутренних закалочных напряжений без заметного снижения твердости. Этому виду отпуска подвергают детали, которым требуется высокая твердость и износостойкость (режущий и мерительный инструмент, детали, прошедшие цементацию, поверхностную закалку и т. д.).

Средний отпуск заключается в нагреве закаленной стали до температуры 350–450°C. При таких температурах диффузионное перераспределение углерода в стали активизируется. Углерод покидает кристаллическую решетку мартенсита. Происходит образование мелких устойчивых частиц карбида Fe_2C сферической формы. Выделение избыточного углерода из решетки мартенсита приводит к образованию феррита.

Получаемая после среднего отпуска структура называется *трооститом отпуска*. В отличие от троостита, полученного после закалки в масле, троостит отпуска имеет зернистое строение высокой дисперсности (рис. 6.2).

В процессе среднего отпуска происходит уменьшение закалочных напряжений. Наблюдается повышение упругих свойств стали, некоторое снижение твердости и прочности. Этому виду отпуска подвергают рессоры и пружины.

Высокий отпуск заключается в нагреве закаленной стали до температуры 550–650°C. Получаемая после высокого отпуска структура сорбита отпуска представляет собой ферритоцементитную смесь зернистого строения (рис. 6.2) средней степени дисперсности. Высокий отпуск обеспечивает полное снятие закалочных напряжений и дает наилучшее сочетание твердости, прочности, пластичности и ударной вязкости.

Термообработка, состоящая из закалки и высокого отпуска, называется *термическим улучшением стали*. Термическому улучшению подвергают ответственные детали машин, изготовленные из углеродистых конструкционных сталей, испытывающие в эксплуатации статические, ударные и знакопеременные нагрузки. Термическое улучшение позволяет понизить чувствительность к надрезам и перекосам, к конструктивным переходам от одного сечения к другому, к изменению размеров детали и т. д.

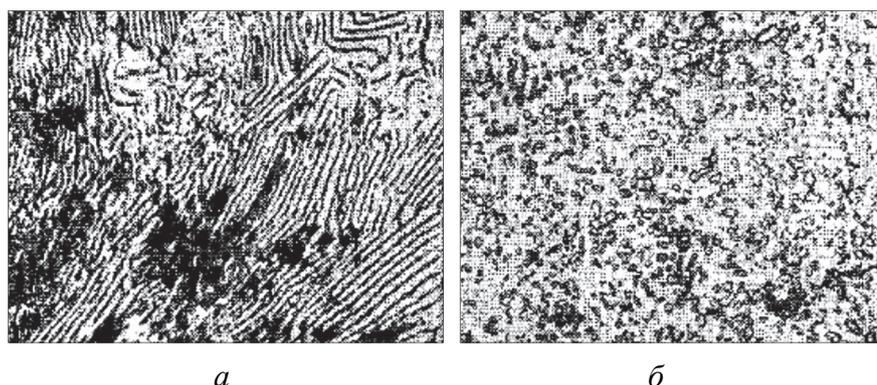


Рис. 6.2. Ферритоцементитная смесь:
а – пластинчатая; б – зернистая

Таким образом, для получения заданной твердости у одной и той же стали можно использовать охлаждение аустенита с заданной скоростью или закалку и отпуск. При одинаковой твердости, которая определяется степенью дисперсности ферритоцементитной смеси, обработка по второму варианту обеспечивает более высокую пластичность стали и лучшее сопротивление развитию трещины. Это объясняется тем, что при такой термической обработке ферритоцементитная смесь имеет зернистое строение.

При некоторых условиях отпуска происходит охрупчивание стали, которое называется *отпускной хрупкостью*. Понижение ударной вязкости при этом вызвано повышением температуры перехода в хрупкое состояние. Наблюдаются два рода отпускной хрупкости: отпускная хрупкость первого рода (необратимая) и отпускная хрупкость второго рода (обратимая), определяемые путем испытаний на ударный изгиб при комнатной температуре.

Ударная вязкость в зависимости от температуры отпуска меняется немонотонно (рис. 6.3).

Сталь, отпущенная в интервале температур 300–350°C, имеет минимальную ударную вязкость (рис. 6.3). Это обусловлено отпускной хрупкостью первого рода (необратимой хрупкостью).

Отпускная хрупкость первого рода проявляется у большинства сталей независимо от их состава и скорости охлаждения. Считают, что это явление обусловлено возникновением объемного напряженного состояния, получающегося при неоднородном распаде мартенсита. Распад происходит наиболее полно по границам зерен, в результате чего появляется резкое различие между прочностью пограничных слоев и телом самого зерна. Кроме того, образовав-

шиеся частицы карбидов не успевают приобрести зернистое строение, и большинство карбидов еще имеют пластинчатую форму. В данном интервале температур наблюдается еще и превращение остаточного аустенита в мартенсит отпуска. Происходит потеря вязкой составляющей структуры – аустенита – и увеличение хрупкой составляющей – мартенсита. Сталь в состоянии необратимой отпускной хрупкости имеет блестящий межкристаллитный излом.



Рис. 6.3. Изменение ударной вязкости легированной стали в зависимости от температуры отпуска и последующей скорости охлаждения

Хрупкость первого рода устраняется нагревом стали выше 400°C , снижающим твердость.

Хрупкость второго рода наблюдается в сталях, легированных карбидообразующими элементами, в интервале температур $500\text{--}550^{\circ}\text{C}$ при охлаждении в печи или на воздухе после отпуска или при слишком длительной выдержке в этом температурном интервале. В стали в состоянии отпускной хрупкости второго рода уменьшается работа зарождения и особенно распространения трещины, поэтому отмечается снижение ударной вязкости (рис. 6.3).

При быстром охлаждении в воде этот вид хрупкости не возникает; излом стали волокнистый, характерный для вязкого состояния. После медленного охлаждения от температур $500\text{--}650^{\circ}\text{C}$ сталь

имеет хрупкий кристаллический излом. Хрупкость второго рода можно устранить повторным отпуском при температурах 600–650°C с последующим быстрым охлаждением.

Хрупкость второго рода часто встречается в сталях, легированных марганцем, кремнием и хромом и содержащих повышенное количество фосфора и мышьяка, или при одновременном введении в сталь хрома и никеля (или марганца).

Появление отпускной хрупкости второго рода наиболее вероятно связано с диффузией растворенных атомов некоторых элементов и насыщением поверхностных слоев зерна этими элементами. По границам зерна происходит ускоренное образование карбидов, обогащенных легирующими элементами. Мелкодисперсные вторичные фазы легирующих элементов, располагаясь по границам зерен, охрупчивают их. Как следствие, приграничные слои обедняются карбидообразующими элементами, куда начинает диффундировать фосфор, который значительно снижает темп образования межзеренных трещин, вызывающих развитие отпускной хрупкости. Ускоренное охлаждение после нагрева предотвращает перераспределение легирующих элементов и фосфора между объемом зерен и приграничными слоями, сохраняя их равномерную концентрацию и тем самым устраняя отпускную хрупкость второго рода.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

Задание 1

1. По диаграмме состояния «железо – углерод» определить температуру нагрева под закалку предложенной марки стали.
2. Провести закалку четырех образцов углеродистой стали.
3. Определить твердость закаленных образцов по методу Роквелла.
4. Осуществить отпуск отдельных образцов при температурах 200, 400, 600°C.
5. Замерить твердость образцов после отпуска.
6. Результаты испытаний оформить в виде табл. 6.2.
7. Построить график зависимости твердости стали от температуры отпуска, приняв режим закалки как температуру отпуска, равную 20°C.
8. Связать полученные результаты измерения твердости со структурой стали после различных видов отпуска (по атласу структур).

9. Сделать вывод о влиянии температуры отпуска на структуру и твердость углеродистой стали.

10. Составить отчет о проделанных исследованиях в соответствии с п. 1–9 в произвольной форме.

Таблица 6.2

Результаты измерения параметров образца при отпуске

Марка стали	Содержание углерода, %	Температура под закалку, °С	Твердость после закалки, HRC	Температура отпуска, °С	Твердость после отпуска, HRC	Структура стали после отпуска

Задание 2

1. Провести ударные испытания в интервале температур отпускной хрупкости образцов из легированной стали после закалки и отпуска; осуществить медленное и быстрое охлаждение.

2. Сравнить значения ударной вязкости стали и строение полученных изломов.

3. Сделать вывод о влиянии отпускной хрупкости на ударную вязкость стали и вид изломов.

4. Отчет о работе написать в произвольной форме.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Почему закалка является окончательной термической обработкой для углеродистой стали?

2. Перечислите виды отпуска. Какую форму имеет цементит при распаде мартенсита в процессе различных видов отпуска?

3. Назовите структуры, получаемые при отпуске углеродистой стали.

4. Как будет изменяться твердость при повышении температуры и увеличении продолжительности отпуска?

5. В чем суть закалочных напряжений? Перечислите виды закалочных напряжений.

6. Какие изделия подвергают низкому, среднему и высокому отпуску?

7. Что такое отпускная хрупкость? Какие виды отпускной хрупкости вы знаете?

8. Как предотвратить появление отпускной хрупкости стали?

Лабораторная работа № 7

ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА УГЛЕРОДА НА ТВЕРДОСТЬ ЗАКАЛЕННОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Цель работы – освоить методику выбора режимов и технологии проведения закалки углеродистых сталей с различным содержанием углерода; исследовать влияние количества углерода на твердость до и после закалки.

Приборы, материалы и инструмент: муфельная печь; клещи; закалочные ванны с водой; твердомер Роквелла; образцы углеродистой стали с различным содержанием углерода (например, сталь марок 20, 45, У10).

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Ранее в лабораторной работе № 5 уже было сказано, что под закалкой понимается термическая обработка, при которой основным процессом является формирование неравновесной структуры во время ускоренного охлаждения. При этом главным процессом выступает мартенситное превращение. Сам мартенсит является пересыщенным твердым раствором внедрения углерода в α -железо.

Чем больше в стали углерода, тем больше искажена решетка мартенсита и тем выше его твердость. Поэтому мартенсит в высокоуглеродистых сталях может иметь очень высокую твердость (до 65 HRC). Как уже отмечалось в лабораторной работе № 6, высокая твердость мартенсита обусловлена, во-первых, искажениями кристаллической решетки и, соответственно, большими внутренними напряжениями; во-вторых, возникновением фазового наклепа вследствие увеличения объема при превращении аустенита в мартенсит.

Мартенситные превращения начинаются при некоторой температуре M_n (начало мартенситных превращений) и заканчиваются при температуре M_k (конец мартенситных превращений). Положение точек M_n и M_k не зависит от скорости охлаждения, но определяется содержанием углерода в стали (рис. 7.1). Если содержание

углерода в стали превышает 0,6–0,7%, то M_k лежит в области отрицательных температур. Это значит, что после полного охлаждения стали в ее структуре помимо мартенсита будет присутствовать остаточный аустенит, понижающий твердость закаленной стали. В этом случае, чтобы получить максимальное количество мартенсита, необходимо после закалки в воде сделать еще и обработку холодом.

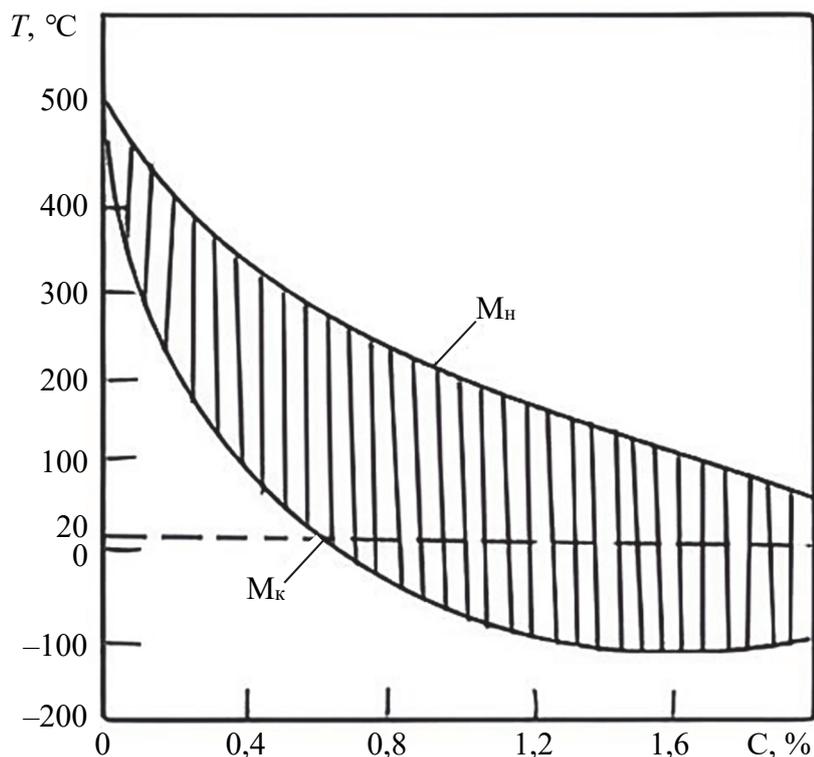


Рис. 7.1. Влияние содержания углерода в стали на температуру начала M_n и конца M_k мартенситного превращения

Таким образом, следует различать твердость закаленной стали и твердость кристаллов мартенсита, так как в закаленных (в основном в заэвтектоидных) сталях имеется остаточный аустенит.

С увеличением количества углерода до 0,5–0,6% твердость кристаллов мартенсита повышается, а при дальнейшем увеличении количества углерода практически не изменяется (рис. 7.2). Твердость углеродистой стали, закаленной на мартенсит, с увеличением содержания углерода в стали проходит через максимум при концентрации около 0,9% углерода, а затем снижается (рис. 7.3) из-за увеличения объемной доли мягкого остаточного аустенита.

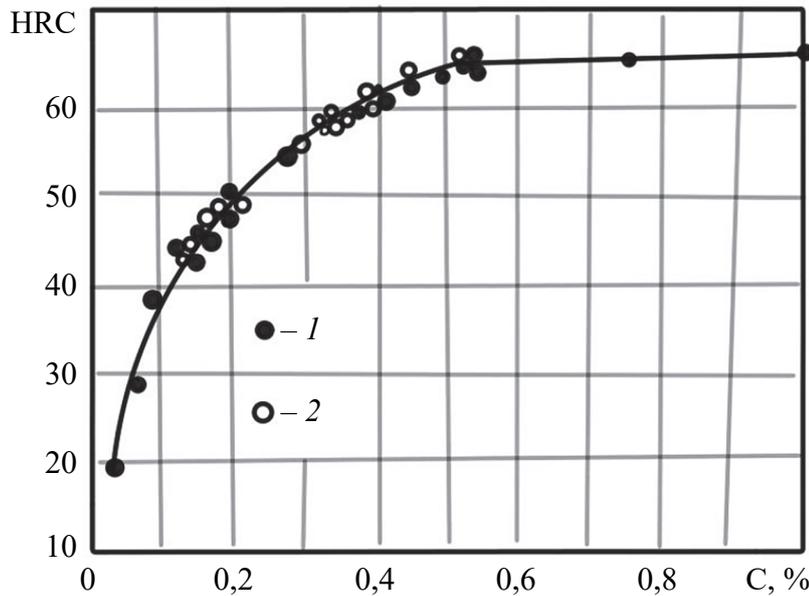


Рис. 7.2. Зависимость твердости кристаллов мартенсита от содержания в них углерода и легирующих элементов:
1 – углеродистая сталь; 2 – легированная сталь

Способность стали к повышению твердости при закалке называется *закаливаемостью*. Закаливаемость характеризуется максимальной твердостью, которая может быть получена на поверхности изделия после закалки.

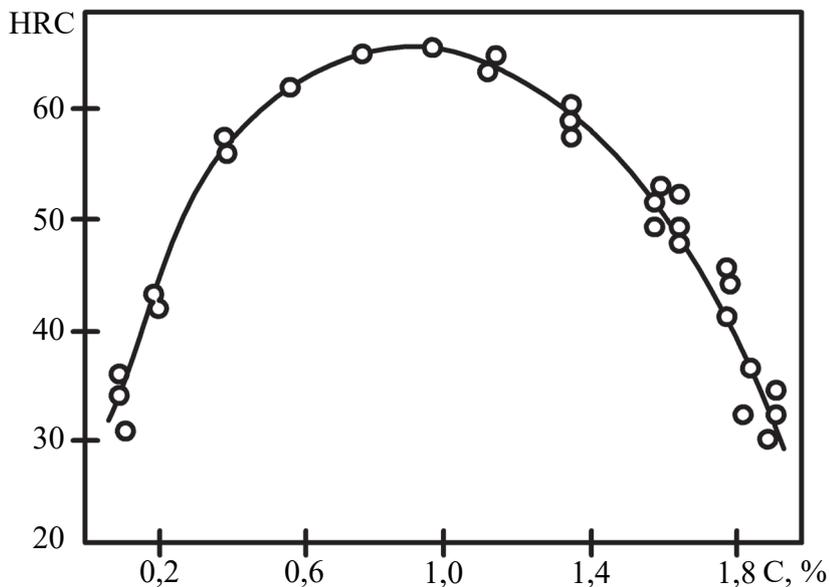


Рис. 7.3. Зависимость твердости закаленной углеродистой стали от содержания в ней углерода

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Получить у лаборанта образцы стали с различным содержанием углерода для проведения закалки.
2. Установить температуру нагрева исследуемых сталей, используя рис. 5.1 (см. на с. 53).
3. Определить время выдержки образцов по табл. 5.1 (см. на с. 54).
4. Провести закалку образцов из исследуемых сталей в воде.
5. Измерить твердость стали в образцах до закалки (после нормализации) и после закалки.
6. Результаты экспериментов представить в виде таблицы.

Результаты определения влияния количества углерода на твердость стали

Марка стали	Содержание углерода, %	Твердость стали до закалки, HRC	Температура нагрева стали, °C	Время выдержки, мин	Среда охлаждения	Твердость стали после закалки, HRC

7. Построить график зависимости твердости закаленных сталей (HRC) от количества углерода в сталях до и после закалки.
8. Написать вывод о влиянии количества углерода на твердость углеродистой стали до и после закалки.
9. Составить отчет о проведенном исследовании в соответствии с п. 2–8 в произвольной форме.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Как влияет количество углерода на твердость стали до закалки (после нормализации)? Приведите структуру исследуемых сталей до закалки.
2. Какую термическую обработку называют закалкой?

3. Назовите, какому виду закалки подвержены углеродистые стали.
4. Как влияет количество углерода в стали на твердость мартенситных кристаллов и твердость стали?
5. Раскройте суть понятия «закаливаемость стали».
6. Как выбрать температуру нагрева углеродистой стали под закалку?
7. От чего зависит продолжительность нагрева стальных изделий при закалке?
8. Что понимают под критической скоростью охлаждения стали ($V_{кр}$)?
9. Почему в структуре закаленной стали наблюдается остаточный аустенит?
10. Чем обуславливается наличие оптимального интервала температур для нагрева стали под закалку?

Лабораторная работа № 8

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ТВЕРДОСТЬ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Цель работы – ознакомиться с основными видами собственно термической обработки углеродистой стали; исследовать влияние скорости охлаждения на твердость углеродистой стали.

Приборы, материалы и инструмент: муфельная печь; клещи; закалочные ванны с маслом и водой; твердомер Роквелла; образцы углеродистой стали ($C = 0,8\%$); атлас микроструктур.

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Любой вид собственно термической обработки стали включает в себя нагрев до определенной температуры, выдержку ее при данной температуре и последующее охлаждение с заданной скоростью.

Такой вид термической обработки может быть представлен графически в координатах «температура – время» (рис. 8.1).

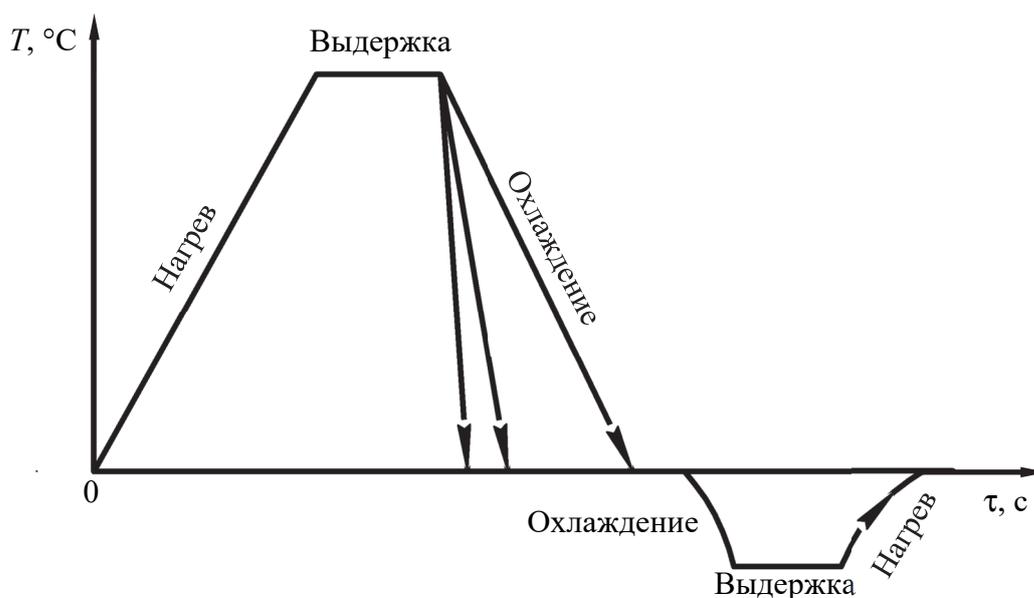


Рис. 8.1. График собственно термической обработки стали

Основными технологическими параметрами собственно термической обработки стали являются:

- температура нагрева (T , °C);
- время выдержки (τ , с);
- скорость охлаждения ($V_{\text{охл}}$, град/с).

Именно они определяют, какие и насколько полно протекают фазовые превращения, формирующие конечную структуру сплавов в процессе термической обработки.

Первым этапом любого вида термической обработки является **нагрев** стали. В большинстве случаев цель нагрева стали – получение аустенитной структуры. Выбор температуры нагрева углеродистой стали зависит от количества углерода в стали и вида термической обработки. Выбор температуры нагрева углеродистой стали осуществляют, используя диаграмму состояния «железо – углерод» (рис. 8.2).

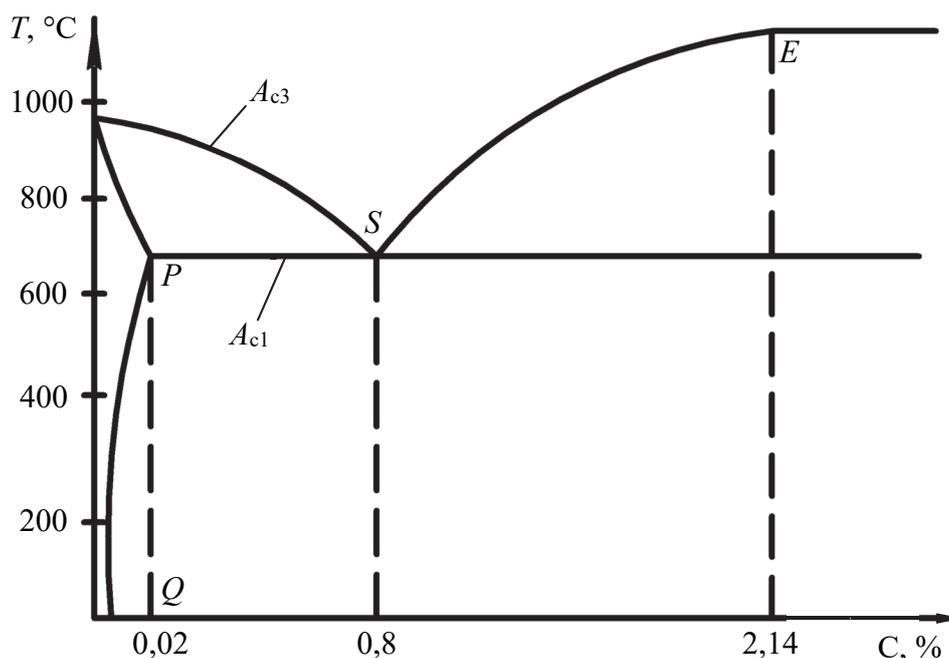


Рис. 8.2. Нижняя левая часть диаграммы состояния «железо – углерод»

При *полном отжиге* нагрев доэвтектоидной стали проводят на 30–50°C выше критической точки A_{c3} и эвтектоидной стали – на 30–50°C выше A_{c1} (рис. 8.2). Заэвтектоидную сталь подвергают сфероидизирующему отжигу (нагрев на 30–50°C выше A_{c1} , но ниже $A_{c.ст}$).

При *нормализационном отжиге (нормализации)* нагрев доэвтектоидной стали выполняют на $30\text{--}50^\circ\text{C}$ выше A_{c3} , эвтектоидной стали – на $30\text{--}50^\circ\text{C}$ выше A_{c1} , а заэвтектоидной стали – на $30\text{--}50^\circ\text{C}$ выше $A_{c.ст}$ (рис. 8.2).

При закалке стали в масле или в воде нагрев доэвтектоидной стали осуществляют до температуры на $30\text{--}50^\circ\text{C}$ выше критической точки A_{c3} , нагрев эвтектоидной и заэвтектоидной сталей проводят на $30\text{--}50^\circ\text{C}$ выше критической точки A_{c1} (рис. 8.2).

Второй этап – это **выдержка**, которая должна обеспечить полный прогрев изделия по сечению и завершение фазовых превращений, а также полную гомогенизацию аустенита (т. е. равномерное распределение углерода в аустенитной структуре). Время выдержки зависит от размеров и формы изделия, а также от температуры нагрева.

Третьим этапом термической обработки является **охлаждение** стали из аустенитного состояния. Различная скорость охлаждения приводит к получению различных структур, а следовательно, и различного сочетания механических свойств.

Рассмотрим превращения аустенита в зависимости от скорости охлаждения на примере эвтектоидной стали, содержащей $0,8\%$ углерода (рис. 8.3).

В верхнем интервале температур (ΔT_1), т. е. ниже равновесной температуры A_1 и до температуры минимальной устойчивости аустенита, равной для углеродистых сталей приблизительно 550°C (рис. 8.3), аустенит распадается на ферритоцементитную смесь, имеющую пластинчатое строение.

Процесс образования ферритоцементитной смеси протекает следующим образом. Вследствие диффузии атомов углерода в аустените создаются объемы, обогащенные и обедненные углеродом по сравнению со средним содержанием углерода $0,8\%$. Флуктуации концентрации при $t < A_1$ способны создать условия для образования устойчивых зародышей цементита ($6,67\% \text{ C}$) и феррита ($0,02\% \text{ C}$).

Если зародыш цементита превышает критический размер для данной степени переохлаждения, то в этом месте зарождается пластинка цементита. Рост пластинки цементита за счет диффузии углерода приводит к обеднению углеродом лежащих рядом участков аустенита и превращению их в феррит.

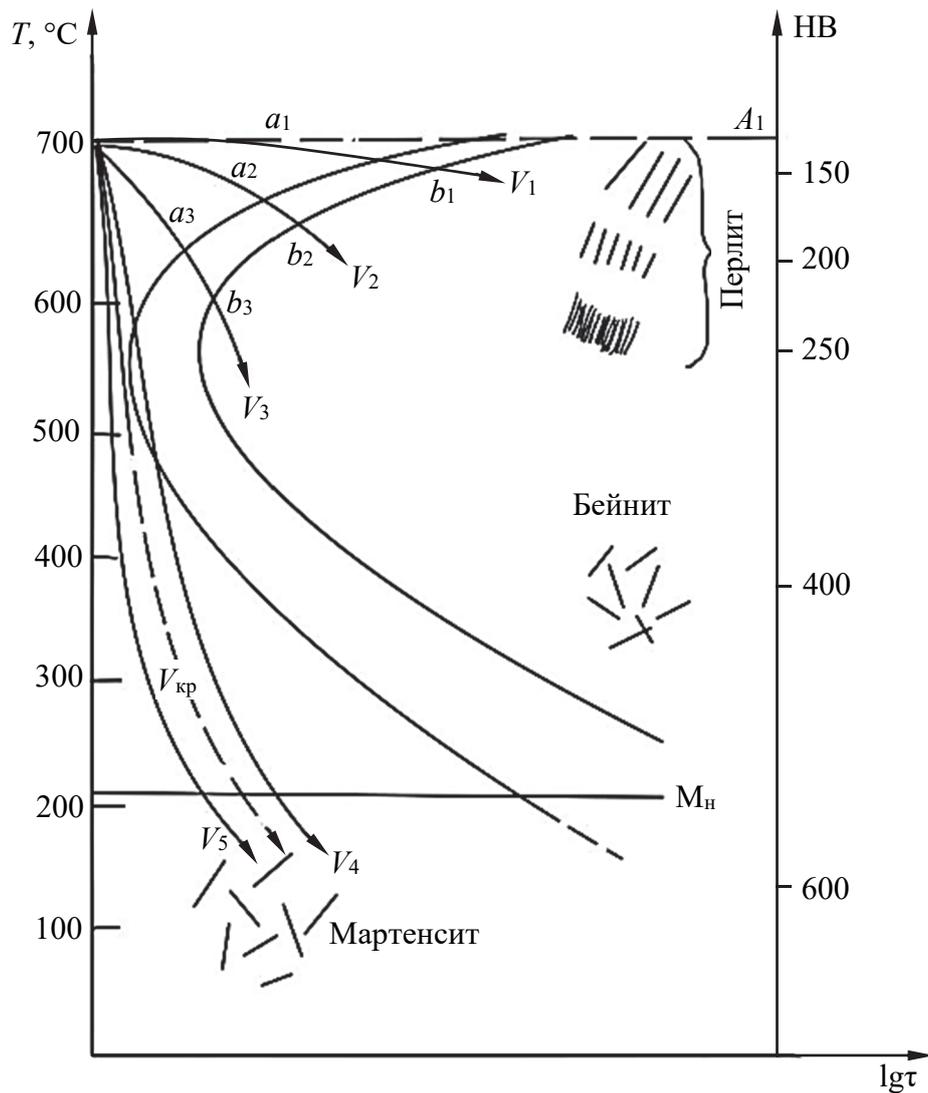


Рис. 8.3. Диаграмма изотермического распада аустенита с кривыми охлаждения стали:

- V_1 – скорость при отжиге; V_2 – скорость при нормализации;
- V_3 – скорость при закалке в масле;
- V_4 и V_5 – скорость при закалке в воде;
- $V_{\text{кр}}$ – критическая скорость

Процесс повторяется, что ведет к образованию в аустените так называемых перлитных колоний (областей, состоящих из чередующихся пластинок цементита и участков феррита) (рис. 8.4).

Расстояние Δ между пластинками цементита зависит от степени переохлаждения аустенита, которая в свою очередь определяется скоростью охлаждения. Чем выше скорость охлаждения, тем ниже температура превращения аустенита, меньше интенсивность

диффузии, а следовательно, и меньше межпластинчатое расстояние Δ , т. е. тем дисперснее ферритоцементитная смесь. Структуры называются соответственно «перлит», «сорбит», «троостит» (табл. 8.1). Повышение дисперсности ферритоцементитной смеси приводит к увеличению твердости и прочности, но к снижению пластичности и ударной вязкости стали.

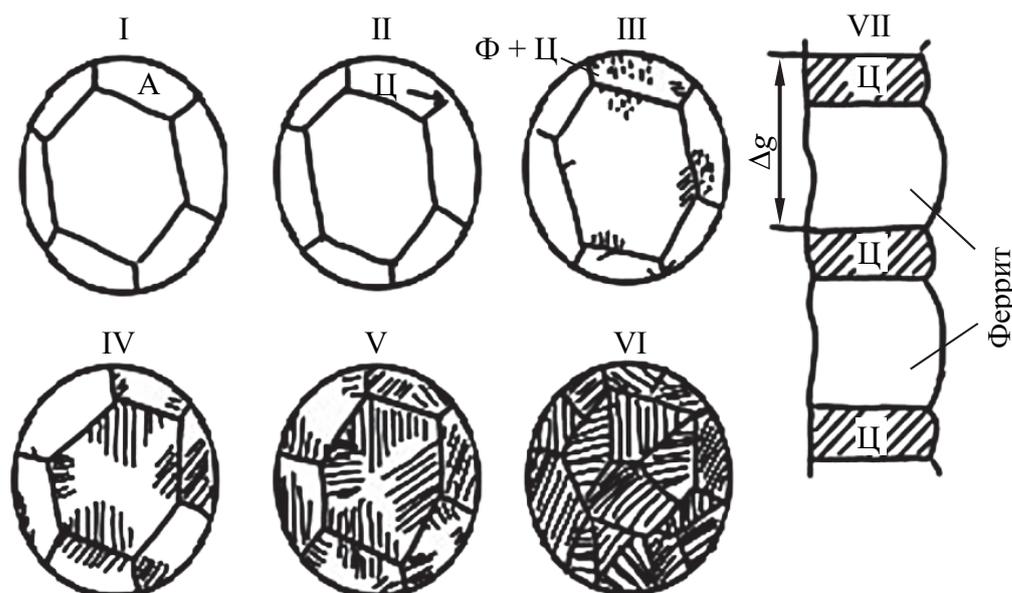


Рис. 8.4. Схема образования перлита из аустенита

Таблица 8.1

Основные виды термической обработки, а также структура и твердость эвтектоидной стали

Вид термической обработки	Скорость охлаждения, град/с	Интервал температур превращения, °С	Межпластинчатое расстояние Δ , мкм	Твердость, HRC	Структура
Полный отжиг	0,02–0,05	650–727	0,5–0,7	15–20	Перлит
Нормализация	3–5	600–650	0,20–0,25	25–30	Сорбит
Закалка в масле	80–100	550–600	0,10–0,15	40–45	Троостит
Закалка в воде	200–500	240	–	58–62	Мартенсит

При непрерывном охлаждении аустенита со скоростью 200–500 град/с (табл. 8.1) до температуры начала мартенситного превращения (для углеродистых сталей эта температура, в зависимости от содержания углерода в стали, составляет от 350 до 100°С) (рис. 8.3)

начинается бездиффузионное превращение переохлажденного аустенита, имеющего ГЦК-решетку, в мартенсит с объемно-центрированной тетрагональной (ОЦТ) решеткой. Тетрагональность решетки мартенсита вызвана наличием в ней избыточного количества углерода. Мартенсит имеет игольчатое строение, высокую твердость и низкую пластичность. Высокая твердость мартенсита связана не только с тетрагональностью решетки, но и с блокировкой дислокаций из-за перераспределения углерода, что подтверждается данными рентгеноструктурного анализа. Чем выше содержание углерода в мартенсите, тем больше искажение кристаллической решетки (больше отношение параметров решетки c/a) и тем выше его твердость.

Получить структуру «бейнит» (верхний и нижний) при непрерывном охлаждении стали невозможно. С целью образования данной структуры используют, например, изотермическую закалку.

Для получения необходимых структур, а следовательно, и заданных свойств углеродистую сталь подвергают различным видам термической обработки.

Так, после отжига получают структуры, соответствующие диаграмме состояния «железо – углерод»: для доэвтектоидной стали – перлит и феррит; для эвтектоидной стали – перлит; для заэвтектоидной стали – перлит и вторичный цементит.

Основной целью отжига является приведение структуры в равновесное состояние. Назначение состоит в повышении пластичности стали, снятии остаточных напряжений, устранении дефектов структуры, улучшении обрабатываемости резанием, измельчении зерна, подготовке стали к последующим термообработкам.

После нормализации получают структуры, соответствующие диаграмме состояния «железо – углерод»: для доэвтектоидной стали – сорбит и феррит; для эвтектоидной стали – сорбит; для заэвтектоидной стали – сорбит и вторичный цементит.

Цель нормализации та же, что и отжига. Однако после нормализации твердость и прочность становятся выше, чем после отжига. Чем больше углерода в стали, тем разница заметнее. Часто нормализация является окончательным видом термической обработки деталей машин.

Сорбит, полученный при нормализации, имеет более дисперсную структуру, чем перлит, что объясняет повышенную ударную вязкость стали по сравнению с отожженным состоянием.

При закалке в масле получают различные структуры: для доэвтектоидной стали – троостит и феррит; для эвтектоидной стали – троостит; для заэвтектоидной стали – троостит и вторичный цементит.

Троостит сохраняет баланс между прочностью и пластичностью благодаря меньшему искажению решетки, чем у мартенсита, что делает его предпочтительным для деталей, работающих в условиях динамических нагрузок.

Закалка в воде приводит к превращению переохлажденного аустенита в мартенсит. После закалки стали в воде обязательно осуществляют отпуск.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Изучить основные виды термической обработки углеродистой стали и получаемые при этом структуры.

2. Определить температуру нагрева исследуемой стали.

3. Провести охлаждение образцов с различной скоростью, используя различные виды термической обработки и разные среды охлаждения: отжиг (охлаждение с печью), нормализацию (охлаждение на воздухе), закалку в масле и воде. Скорость охлаждения следует определять по табл. 8.1 (см. на с. 75).

4. Измерить твердость стали в образцах, охлажденных с различной скоростью.

5. Результаты экспериментов представить в виде табл. 8.2. Полученную микроструктуру стали определить, используя атлас микроструктур.

6. Построить график зависимости твердости стали (HRC) от скорости охлаждения.

Таблица 8.2

Результаты сравнительного анализа параметров образцов, полученных при разных технологических условиях

Марка стали	Содержание углерода, %	Вид термической обработки	Скорость охлаждения, град/с	Твердость, HRC	Микроструктура стали

7. Сделать вывод о влиянии скорости охлаждения на структуру и твердость углеродистой стали.

8. Составить отчет о проведенном исследовании в соответствии с п. 2–7 в произвольной форме.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие процессы происходят при распаде аустенита на ферритоцементитную смесь?

2. Назовите и охарактеризуйте основные виды термической обработки углеродистой стали.

3. Какие технологические параметры определяют вид термической обработки?

4. Как изменяется межпластинчатое расстояние и твердость стали с повышением скорости охлаждения? Почему?

5. Перечислите цели отжига и закалки.

6. Какова структура и твердость углеродистой стали после закалки в масле и воде?

7. Как выбирать температуру нагрева углеродистой стали при отжиге, нормализации и закалке?

8. Что такое мартенсит?

Лабораторная работа № 9

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ, ОПРЕДЕЛЯЕМУЮ МЕТОДОМ ТОРЦЕВОЙ ЗАКАЛКИ

Цель работы – получить навыки в определении прокаливаемости стали методом торцевой закалки; исследовать влияние легирующих элементов на прокаливаемость стали.

Приборы, материалы и инструмент: твердомер Роквелла; муфельная электропечь; клещи; специальная установка для проведения торцевой закалки; наждачный станок; штангенциркуль; специальные образцы из углеродистой и легированной сталей.

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Под **прокаливаемостью** понимают способность стали закаливаться на определенную глубину. Прокаливаемость является одним из главных факторов, определяющих свойства стали. Сталь, используемая для ответственных деталей и конструкций, должна иметь высокую прокаливаемость.

Для получения структуры мартенсита при закалке необходимо, чтобы реальная скорость охлаждения стали была выше некоторой критической скорости $V_{кр}$. Под критической скоростью понимают такую минимальную скорость закалки, при которой аустенит превращается в мартенсит, а не распадается на ферритоцементитную смесь. Для различных материалов критические скорости закалки различны. При закалке детали реальная скорость охлаждения уменьшается по мере удаления от поверхности. Наибольшей она получается на поверхности, наименьшей – в центре сечения.

Если скорость охлаждения в центре сечения окажется больше критической для данной стали, то деталь закалится по всему сечению, т. е. прокалится насквозь (рис. 9.1, *а*). Если же скорость охлаждения в центре меньше критической, то сердцевина детали окажется не прокалившейся (рис. 9.1, *б*).

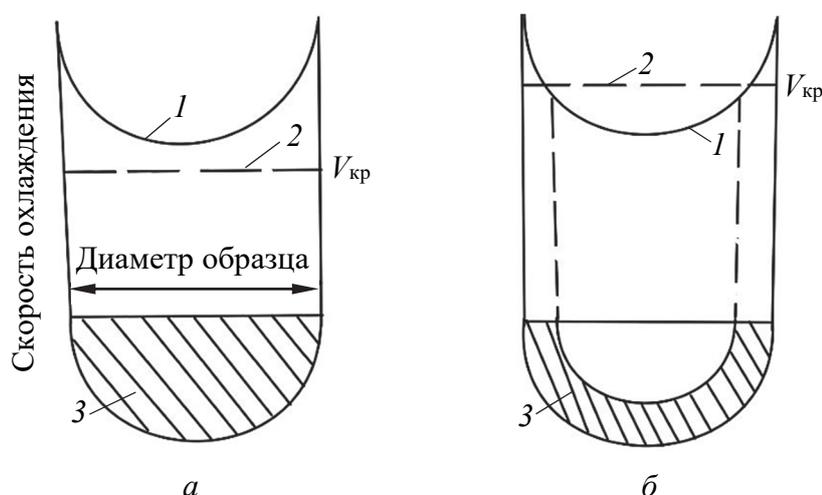


Рис. 9.1. Схема прокаливаемости цилиндрического образца:
а – сквозная прокаливаемость; *б* – несквозная прокаливаемость:
1 – кривая распределения реальных скоростей охлаждения по диаметру цилиндра; *2* – критическая скорость охлаждения;
3 – слой, закаленный на мартенсит

Прокаливаемость стали тем выше, чем больше реальная скорость охлаждения и ниже $V_{кр}$. К основным факторам, увеличивающим реальную скорость охлаждения, относятся чистота поверхности детали (отсутствие окалины и обезуглероженного слоя), а также среда, обеспечивающая достаточно интенсивное охлаждение и т. д.

Рассмотрим некоторые факторы, которые снижают $V_{кр}$ и повышают прокаливаемость.

1. Все легирующие элементы, растворенные в аустените, за исключением кобальта, уменьшают критическую скорость охлаждения и повышают прокаливаемость стали. Наиболее эффективным является использование комплексного легирования. В этом случае положительное влияние отдельных элементов на прокаливаемость увеличивается.

2. С повышением содержания углерода аустенит становится более устойчивым к распаду, т. е. критическая скорость охлаждения уменьшается. Наименьшей критической скоростью и наилучшей прокаливаемостью обладают стали, близкие по составу к эвтектоидной. Заэвтектоидные стали имеют более высокую критическую скорость охлаждения, так как перед закалкой их структура состоит из аустенита и вторичного цементита, который снижает устойчивость аустенита (облегчает образование ферритоцементитной смеси).

3. Чем однороднее аустенит, тем более он устойчив против распада на ферритоцементитную смесь, т. е. тем ниже $V_{кр}$ и выше прокаливаемость.

4. С увеличением величины зерна аустенита уменьшается суммарная межзеренная поверхность, на которой начинается эвтектоидный распад, и прокаливаемость повышается.

Легирующие стали являются самым сильным фактором, влияющим на прокаливаемость. Во-первых, повышение степени легированности обеспечивает сквозную прокаливаемость в больших сечениях. Во-вторых, использование легированных сталей вместо углеродистых позволяет проводить их закалку в масле и даже на воздухе, что снижает закалочные напряжения.

В зависимости от прокаливаемости все конструкционные стали можно разделить на три группы:

– *стали пониженной прокаливаемости*. Сквозная прокаливаемость достигается закалкой в воде при диаметре цилиндрических образцов 10–15 мм. Это углеродистые и низколегированные стали с содержанием легирующих элементов 3–4%;

– *стали средней прокаливаемости*. Сквозная прокаливаемость обеспечивается закалкой в масле при диаметре цилиндрических образцов 100–150 мм. К этой группе относятся легированные стали с содержанием легирующих элементов 6–12%;

– *стали высокой прокаливаемости*. Сквозная прокаливаемость достигается закалкой в масле цилиндрических образцов диаметром более 200 мм. Это высоколегированные стали с содержанием легирующих элементов 12–30%.

Диаметр цилиндрического образца, который в данном охладителе прокаливается насквозь, называется критическим диаметром. Критический диаметр служит характеристикой прокаливаемости стали.

Другой простейшей характеристикой прокаливаемости стали в определенном охладителе является глубина прокаливаемости.

За глубину прокаливаемости конструкционных сталей условно принимают расстояние от поверхности детали до слоя с полумартенситной структурой (50% мартенсита и 50% троостита).

Глубину прокаливаемости легко определить, измеряя твердость от поверхности вглубь изделия и имея справочные данные о твердости сталей разного состава с полумартенситной структурой (HRC^{PM} в табл. 9.1).

Таблица 9.1

Твердость полумартенситной структуры (50% мартенсита и 50% троостита) в углеродистых и легированных сталях

Содержание углерода, %	Твердость, HRC ^{пм}		Содержание углерода, %	Твердость, HRC ^{пм}	
	Углеродистые стали	Легированные стали		Углеродистые стали	Легированные стали
0,08–0,17	–	25	0,33–0,42	40	45
0,18–0,22	25	30	0,43–0,52	45	50
0,23–0,27	30	35	0,53–0,62	50	55
0,28–0,32	35	40			

Для определения прокаливаемости сталей применяют стандартный метод торцевой закалки. Метод заключается в том, что специальный цилиндрический образец нагревают до температуры закалки, выдерживают при этой температуре 30–50 мин, а затем в специальной установке закалывают с торца струей воды (рис. 9.2).

Установка должна быть помещена недалеко от печи, чтобы можно было быстро перенести образец из печи в установку. Перед испытанием по холодному образцу регулируют точность попадания струи воды в торец. Образец выдерживают над струей воды до полного охлаждения (не менее 10 мин). После охлаждения по двум диаметрально противоположным образующим образца сошлифовывают две лыски на глубину 0,5 мм. Измеряют твердость стали на приборе Роквелла по шкале HRC через 1,5–3,0 мм по длине лысок.

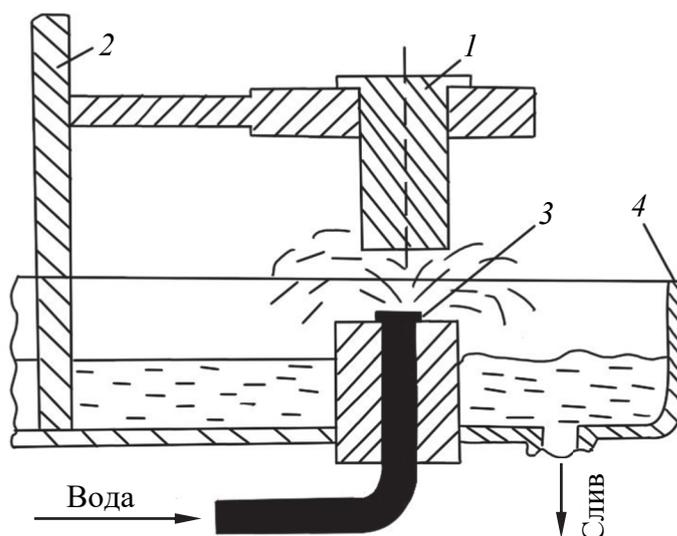


Рис. 9.2. Установка для торцевой закалки образцов:
1 – образец; 2 – штатив; 3 – сопло; 4 – сливная коробка

Заканчивают измерение твердости, когда на определенном расстоянии от торца измеряемая твердость не меняется. Аналогичные замеры твердости производят на второй плоскости. Значения твердости заносят в протокол. Вычислив среднее арифметическое твердости каждой пары точек, находящихся на одинаковом расстоянии от торца, строят кривую прокаливаемости в координатах «твердость (HRC) – расстояние от торца (L , мм)».

Затем по табл. 9.1 определяют твердость полумартенситной структуры данной стали. На графике параллельно оси абсцисс проводят прямую, соответствующую твердости полумартенситной структуры, до пересечения с кривой и опускают перпендикуляр на ось абсцисс. Полученное значение L соответствует глубине прокаливаемости данной стали. Чем больше это расстояние, тем выше прокаливаемость.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Изучить характеристики прокаливаемости, установку для торцевой закалки, методику проведения торцевой закалки.
2. Выбрать два стальных образца с одинаковым количеством углерода; один из них должен быть из углеродистой стали, другой – из легированной.
3. Подобрать температуру нагрева под закалку для исследуемых сталей.
4. Выдержать образцы в печи при выбранной температуре нагрева. Провести торцевую закалку образцов из углеродистой и легированной сталей.
5. Проточить в образцах лыски глубиной 0,5 мм по образующим цилиндра (с двух противоположных по диаметру сторон).
6. Замерить твердость стали по длине площадок, начиная от торца, через 1,5 мм, а затем через 3 мм.
7. Результаты испытаний занести в табл. 9.2.
8. Построить кривую прокаливаемости в координатах «твердость – расстояние от торца».
9. Используя данные табл. 5.1 (см. на с. 54), определить глубину прокаливаемости углеродистой и легированной сталей.
10. Сделать вывод о влиянии легирования на прокаливаемость стали.
11. Написать отчет о проведенных исследованиях в соответствии с п. 2–9 в произвольной форме.

Таблица 9.2

**Результаты оценки влияния легирования
на прокаливаемость стали**

Марка стали	Расстояние от закаливаемого торца, мм	Твердость, измеренная на разных плоскостях, HRC		Среднее значение твердости, HRC
		первая лыска	вторая лыска	

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что понимают под прокаливаемостью стали?
2. При каком условии образец (деталь) прокаливается насквозь?
3. Какие факторы влияют на прокаливаемость?
4. Назовите факторы, которые влияют на критическую скорость охлаждения.
5. Что служит характеристикой прокаливаемости сталей?
6. Дайте определение термина «глубина закаленного слоя стали».
7. В чем заключается метод торцевой закалки?

Лабораторная работа № 10
**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА
НА ТВЕРДОСТЬ ТЕРМООБРАБОТАННОЙ
ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ**

Цель работы – освоить процесс термообработки инструментальной стали; исследовать влияние температуры нагрева на твердость термообработанной инструментальной стали.

Приборы, материалы и инструмент: муфельные печи; закалочный бак с водой и маслом; клещи; твердомер Роквелла; образцы инструментальных сталей: углеродистой и легированной; атлас микроструктур.

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

По содержанию углерода инструментальные стали могут быть классифицированы на доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные, ледебуритные. Ледебуритные стали имеют в структуре первичные карбиды. В литом состоянии избыточные карбиды совместно с аустенитом образуют эвтектику – ледебурит.

Инструментальные стали в зависимости от назначения можно разделить на стали для изготовления режущего, штампового и измерительного инструментов. Соответственно, используют стали разного типа. Поэтому условно инструментальные стали делятся на четыре категории:

- углеродистые (пониженной прокаливаемости, нетеплостойкие);
- легированные (повышенной прокаливаемости, среднетеплостойкие);
- штамповые (высокой прокаливаемости, нетеплостойкие и теплостойкие);
- быстрорежущие (высокой прокаливаемости, повышенной теплостойкости).

Для режущего инструмента, работающего в легких условиях (напильники, ножовки, метчики, развертки), и для измерительного инструмента используют углеродистые (У7–У12) и легированные

стали (X, 8XФ, ХГ, 9ХС, ХВГ), содержащие от 0,7 до 1,5% углерода и легирующие элементы (хром, вольфрам, ванадий, марганец) в сумме от 1 до 5%. Структура этих сталей до термической обработки – зернистый перлит. Термическая обработка состоит из закалики с последующим низким отпуском при 150–170°С.

Углеродистые стали обычно закалывают в воде, легированные – в масле. После отпуска структура состоит из мартенсита и небольшого количества вторичных карбидов. Твердость составляет 60–64 HRC. При нагреве до 200°С твердость начинает быстро падать. Поэтому при эксплуатации нельзя допускать нагрев инструмента, изготовленного из данных сталей, выше 200°С.

Углеродистые и легированные инструментальные стали с одинаковым содержанием углерода имеют практически одинаковые режущие свойства. Назначение легирующих элементов в этих сталях – увеличить прокаливаемость сталей и уменьшить чувствительность сталей к перегреву при закалке. Повышенная прокаливаемость позволяет закалывать эти стали в масле, что уменьшает опасность образования трещин, деформаций, короблений.

Режущие инструменты, работающие при высоких скоростях резания, изготавливают из сталей типа Р9, РЗ, Р18К10, Р6М5, Р18Ф2, Р9К5, называемых быстрорежущими. В обозначениях этих сталей после буквы «Р» указывается содержание вольфрама (W) в процентах. Массовая доля хрома для всех марок этих сталей составляет 3,8–4,0%. Массовая доля ванадия в сталях с 18% вольфрама равна 1,0–1,4%, а в сталях с 9% вольфрама – 2,0–2,6%. Содержание углерода тем больше, чем больше ванадия, и колеблется от 0,70 до 1,55%.

Быстрорежущие стали обладают повышенной тепло- и красностойкостью, т. е. способностью сохранять структуру мартенсита, а следовательно, высокую твердость и режущие свойства при нагреве до 625–655°С.

Рассмотрим процесс термической обработки на примере стали Р6М5.

Для устранения ледебуритной эвтектики и для равномерного распределения карбидов применяют ковку и отжиг. Послековки и отжига структура стали состоит из зернистого перлита (сорбита) и большого количества равномерно распределенных мелких вторичных и первичных карбидов (см. атлас микроструктур).

Для получения высоколегированного мартенсита, обладающего высокой красностойкостью, применяют закалку от температур 1260–1280°С. Нагрев стали под закалку необходимо производить

медленно, а лучше с подогревами. Первый подогрев выполняют при 600–650°C, второй – при 800–850°C. В процессе второго подогрева ферритоцементитная смесь превращается в аустенит. Чтобы избежать обезуглероживания стали и не вызвать роста аустенитного зерна, нагрев от 850°C до температуры закалки нужно осуществлять очень быстро (в соляной ванне с хлоридом бария). Поскольку критическая скорость закалки этих сталей невелика, то охлаждение при закалке можно производить либо в струе воздуха, либо в масле.

Микроструктура стали после закалки состоит из мартенсита, остаточного аустенита и первичных карбидов (см. атлас микроструктур).

Твердость стали после закалки составляет 61–63 HRC, но присутствие остаточного аустенита снижает режущие свойства этой стали. Для устранения остаточного аустенита закаленную быстрорежущую сталь обрабатывают по одному из двух вариантов:

1) трехкратный отпуск при 560°C, в результате которого мартенсит закалки переходит в мартенсит отпуска. Из остаточного аустенита выделяются дисперсные карбиды, что ведет к обеднению аустенита углеродом и легирующими элементами. При последующем быстром охлаждении в масле аустенит превращается в мартенсит;

2) обработка холодом при температуре ниже M_k (–80°C) и однократный или двукратный отпуск при 560°C.

В обоих случаях после окончательной термической обработки структура стали состоит из отпущенного мартенсита и первичных карбидов (см. атлас микроструктур).

Штамповые стали для горячего деформирования (5ХНМ, 5ХГМ, БХНСВ, 5ХНТ) должны обладать высокой жаропрочностью, термостойкостью, высокой ударной вязкостью и т. д. Для обеспечения требуемых механических свойств штамповые стали закалывают в масле от 820–850°C, затем подвергают высокому отпуску на зернистый сорбит.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Выбрать (по указанию преподавателя) по три образца инструментальных сталей: углеродистой, среднелегированной и быстрорежущей.

2. Определить по справочнику температуру под закалку и отпуск для исследуемых инструментальных сталей.

3. Произвести закалку сталей по соответствующим режимам. Измерить твердость (HRC) сталей после закалки.

4. Осуществить отпуск сталей, соблюдая соответствующие режимы. Определить твердость (HRC) сталей после отпуска.

5. По одному образцу каждой марки стали нагреть до температуры 200°C, следующие три образца – до 500°C, остальные три образца – до 700°C. Произвести выдержку с учетом размера и формы образцов. Охладить образцы на воздухе.

6. Измерить твердость (HRC) сталей после охлаждения.

7. Результаты исследования записать в таблицу.

8. Привести график зависимости твердости каждой марки стали от температуры нагрева.

9. Сделать вывод о теплостойкости каждой из исследуемых сталей.

10. Написать отчет о работе в соответствии с п. 1–9 в произвольной форме.

**Результаты измерения твердости инструментальных сталей
после их термической обработки**

Марка стали	Температура закалки, °C	Твердость после закалки, HRC	Температура отпуска, °C	Твердость после отпуска, HRC	Твердость после нагрева, HRC		
					200°C	500°C	700°C

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. На какие группы можно разделить инструментальные стали?
2. Для чего углеродистые инструментальные стали подвергают низкому отпуску?

3. Приведите примеры углеродистой, легированной и быстрорежущей сталей. Каково назначение этих сталей?

4. Что такое красностойкость?

5. Почему углеродистые и среднелегированные стали нельзя использовать для изготовления инструмента, работающего при высоких скоростях резания?

6. Для чего быстрорежущую сталь подвергают дву- или трехкратному отпуску? Какие процессы происходят при этом?

7. Поясните, для чего после закалки в масле быстрорежущую сталь рекомендуется охладить до низких температур (от –80 до –100°C).

Лабораторная работа № 11

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ, НАКЛЕП И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

Цель работы – изучить влияние пластической деформации на структуру и механические свойства металлов, а также нагрева на свойства деформированного металла.

Приборы, материалы и инструмент: нагревательные печи с термopарами и автоматическими приборами для регулирования температуры; пневматический ковочный молот; твердомеры Бриелля ТШ-8.2; образцы технической чистой меди.

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Пластическая деформация металлов

Важнейшим и наиболее характерным свойством металлов является *пластичность* – способность претерпевать деформацию (изменять форму и размеры) без разрушения. В сочетании с высокой прочностью это свойство делает металлы незаменимыми для современной техники. Деформация, которая исчезает после снятия нагрузки, – это *упругая деформация*. Часть деформации, которая остается после снятия нагрузки, – это *пластическая деформация*. Чем больше остаточная деформация металла до разрушения, тем выше его пластичность.

При упругом деформировании под действием внешней силы изменяется расстояние между атомами, и в кристаллической решетке возникают дополнительные силы притяжения или отталкивания. Снятие нагрузки устраняет причину изменения межатомного расстояния, атомы становятся на прежние места под действием дополнительных сил, существующих между ними, и упругая деформация исчезает.

Значительно сложнее проходит процесс пластической деформации при напряжениях, больших предела упругости металла.

В итоге пластическая деформация представляет собой сдвиг одной части кристалла относительно другой. Каков же механизм этого процесса? Естественно предположить одновременное смещение всех атомов одного слоя по отношению к атомам соседнего слоя по плоскости сдвига MM (рис. 11.1) – так скользят бумажные листы в пачке бумаги при сдвиге ее верхней части. Усилие, которое надо приложить для осуществления такого сдвига, можно подсчитать и таким образом определить теоретическую прочность. Такой расчет был сделан Я. И. Френкелем, и получилось, что для железа прочность должна быть равна 1300 кгс/мм^2 , тогда как в действительности предел прочности железа составляет 15 кгс/мм^2 , т. е. в 100 раз меньше.

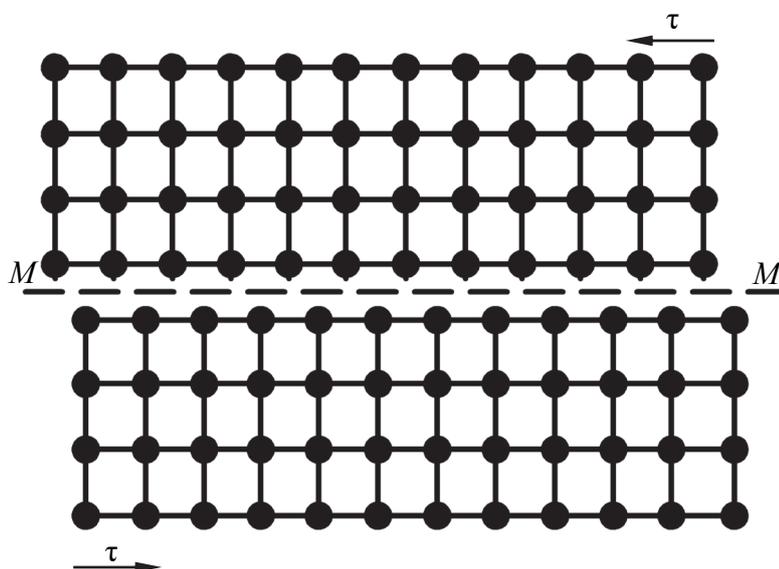


Рис. 11.1. Плоскость сдвига

Объяснение реального механизма сдвиговых процессов дает теория **дислокаций** особого рода линейных несовершенств (дефектов) кристаллической решетки. Представление о дислокациях было введено в металлофизику для того, чтобы объяснить несоответствие между наблюдаемой и теоретической прочностью кристаллов и описать механизм скольжения атомных слоев при пластической деформации кристаллов. Если на первых этапах развития этой теории представления о дислокациях были предположительными, то затем были получены прямые доказательства их существования, а в настоящее время имеются многочисленные данные наблюдения дислокаций.

Наиболее простой и наглядный способ образования дислокаций в кристалле – сдвиг (рис. 11.2). Если сдвиг произошел только в части плоскости скольжения и охватывает площадку $ABCD$, то граница AB между участком, где скольжение уже произошло, и ненарушенным участком в плоскости скольжения и будет дислокацией. Атомная плоскость, перпендикулярная плоскости скольжения и проходящая через AB , является как бы лишней и ее называют экстраплоскостью, а дислокацию AB – **краевой дислокацией**, обозначаемой знаком \perp .

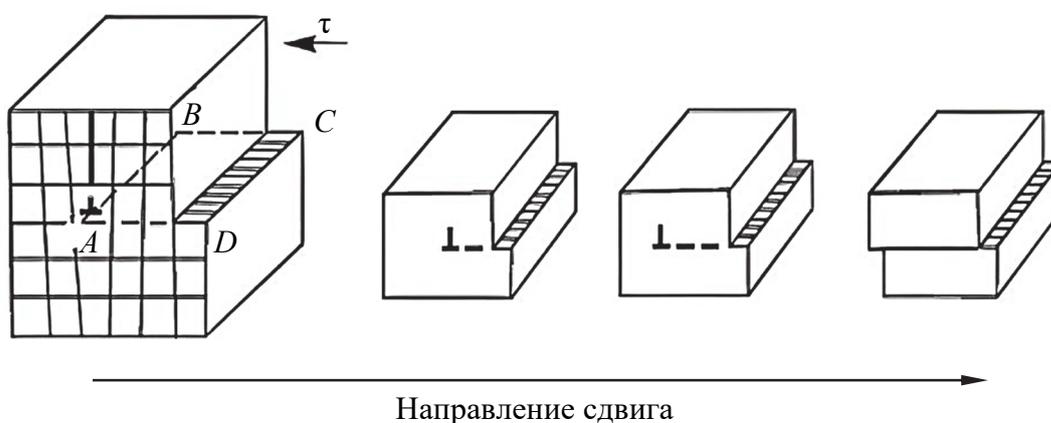


Рис. 11.2. Сдвиг

Возможны и другие виды дислокаций, например **винтовая** (рис. 11.3) или **смешанная** (рис. 11.4). Винтовая дислокация получила свое название из-за того, что кристалл при этом можно считать состоящим из одной атомной плоскости, закрученной по винтовой поверхности вокруг дислокации AB (рис. 11.3).

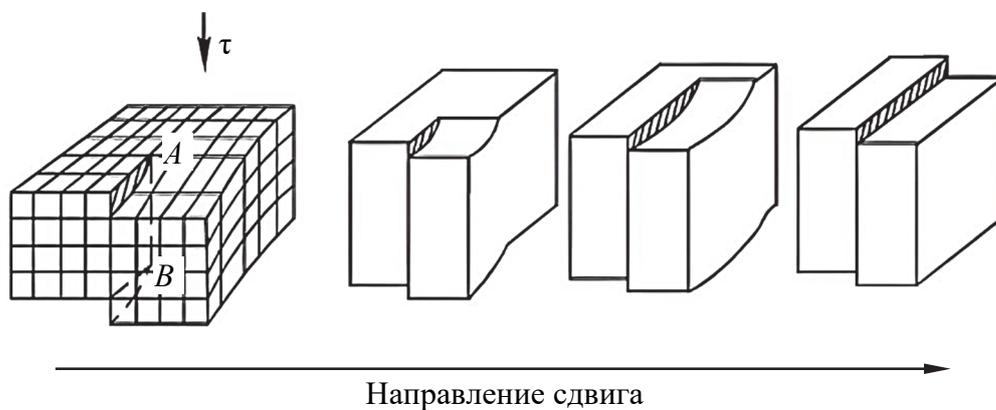


Рис. 11.3. Винтовая дислокация

Нетрудно увидеть, что движение дислокаций через кристалл вызывает пластическую (необратимую) деформацию кристалла (рис. 11.2–11.5).

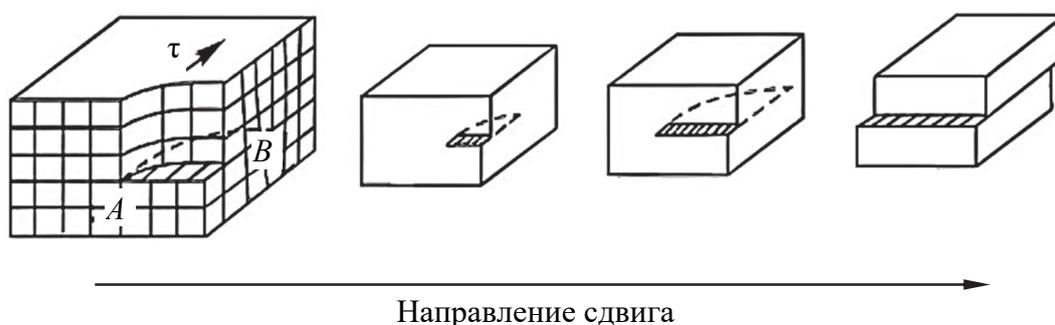


Рис. 11.4. Смешанная дислокация

Перемещение дислокаций происходит по схеме, изображенной на рис. 11.5. Для перемещения дислокации на одно межатомное расстояние каждый атом экстраплоскости и плоскости в нижней части кристалла смещается на величину значительно меньше межатомного расстояния. При поочередном (эстафетном) смещении атомов дислокация скользит на большие расстояния, через весь кристалл, вызывая его пластическую деформацию.

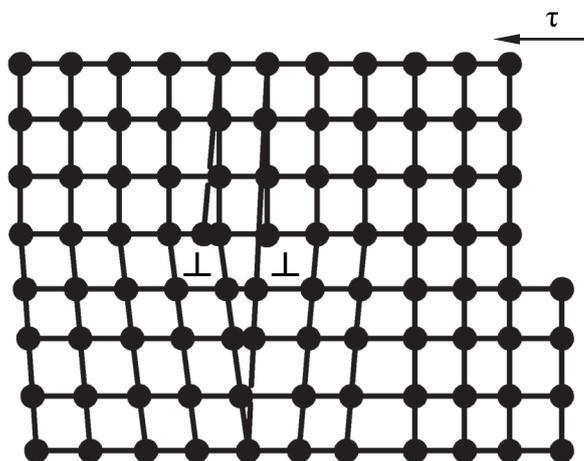


Рис. 11.5. Перемещение дислокаций

При сдвиге одной части идеального кристалла относительно другой необходимо *разорвать одновременно все межатомные связи между граничными атомами* по обе стороны от плоскости скольжения (см. рис. 11.1 на с. 90), а в реальном металле *при перемещении*

дислокации по плоскости скольжения разрываются одновременно межатомные связи только между двумя соседними цепочками атомов (рис. 11.5). Именно этим объясняются более низкие значения сдвигающего напряжения и прочности у реальных металлов.

Интересно, что и в живой природе используется дислокационный принцип движения, например змеи и гусеницы обычно ползают за счет образования складки («положительной дислокации») около хвоста и продвижения этой складки в сторону головы.

Наклеп и рекристаллизация металлов

Наиболее впечатляющим свойством металлов при пластической деформации является деформационное упрочнение, или способность металлов становиться прочнее при деформации. Из дислокационной теории следует, что для упрочнения металлов необходимо каким-либо образом затруднить движение дислокаций.

Существует несколько способов упрочнения или закрепления дислокаций. Одним из них является упрочнение кристалла пластической деформацией. Ранее рассмотренный простейший способ введения дислокаций в кристалл при сдвиге показывает, что рост пластической деформации увеличивает количество дислокаций в кристалле. Чем сильнее воздействие на металл, тем больше в нем образуется дислокаций. На начальной стадии деформация происходит за счет скольжения относительно небольшого количества дислокаций. В процессе деформирования количество движущихся в кристалле дислокаций постоянно увеличивается, что затрудняет их скольжение. Возникают скопления дислокаций, которые уже не способны перемещаться по кристаллу. Такие закрепленные дислокации затрудняют движение вновь возникающих дислокаций, т. е. упрочнение металла создается самими дислокациями. В этом случае говорят об упрочнении пластической деформацией или просто о *наклепе* металла.

Пластическая деформация оказывает существенное влияние на механические свойства металла и его структуру (рис. 11.6).

На рис. 11.6 показано, как под действием приложенной нагрузки зерна, из которых состоят все технические металлы, начинают деформироваться и вытягиваться; объем зерен и их количество при этом не изменяется.

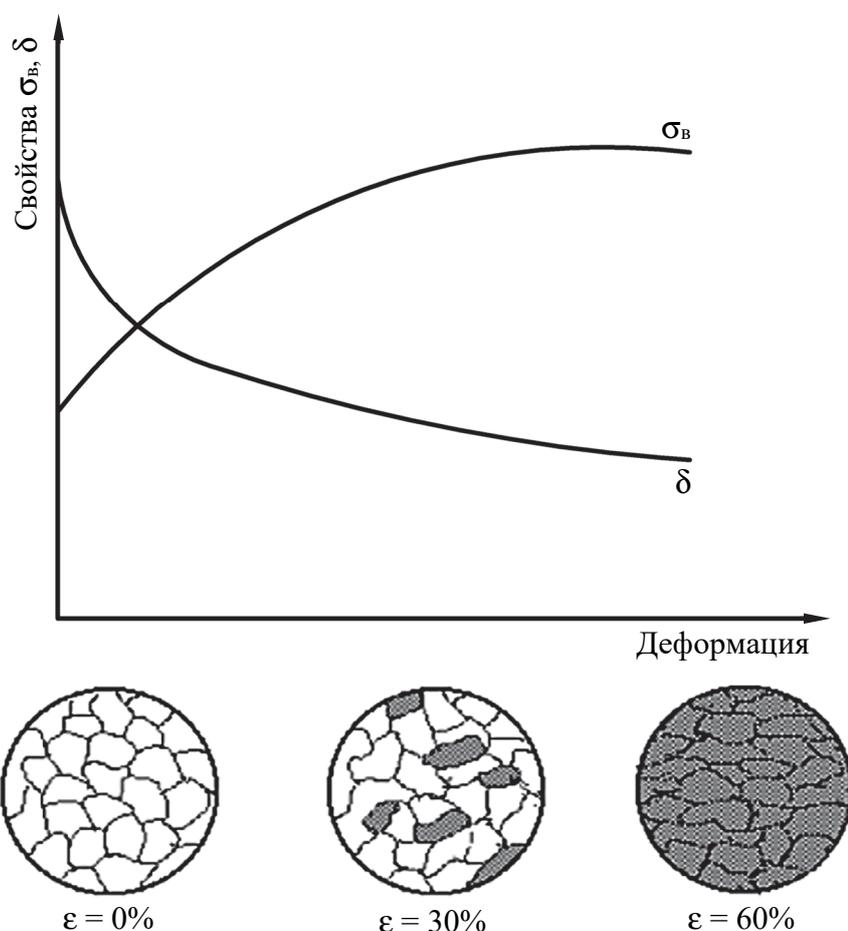


Рис. 11.6. Изменение структуры и свойств деформированного металла в зависимости от степени деформации:
 σ_B – предел прочности; δ – относительное удлинение

Внутри каждого зерна, особенно по его границам, сосредотачивается большое количество дислокаций, плотность которых возрастает от 10^6 – 10^7 (для недеформированного металла) до 10^{10} – 10^{12} см^{-2} (для деформированного металла). Кристаллическая решетка зерен становится искаженной (несовершенной), это состояние является структурно неустойчивым. С увеличением степени деформации прочность металла возрастает, а пластичность уменьшается, что может привести к возникновению трещин и разрушению (при большой степени деформации).

Для снятия наклепа деформированный металл нагревают. В результате сначала происходят процессы *возврата* и *полигонизации*, приводящие к перераспределению и уменьшению концентрации структурных несовершенств (точечных и линейных дефектов) в

кристаллической решетке. При дальнейшем повышении температуры начинается основной процесс, возвращающий наклепанный металл в устойчивое состояние, – *рекристаллизация*. Это полная или частичная замена деформированных зерен данной фазы новыми, более совершенными зернами той же фазы (рис. 11.7). Новые зерна, зарождающиеся при рекристаллизации, отличаются меньшей плотностью дефектов (дислокаций) и растут за счет деформированных зерен. Рекристаллизация – диффузионный процесс, протекающий в течение какого-то времени (чем выше температура, тем быстрее).

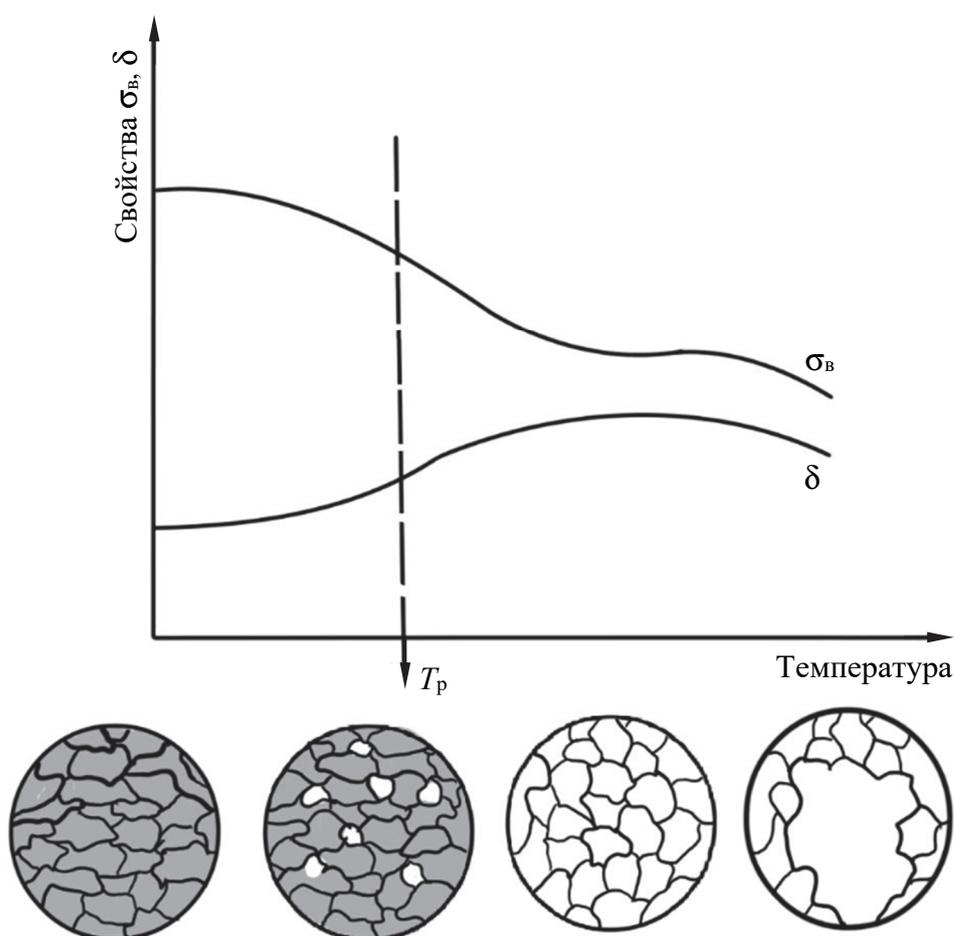


Рис. 11.7. Изменение структуры и свойств деформированного металла при нагреве

Наименьшую температуру, при которой начинается процесс рекристаллизации и происходит разупрочнение, называют *температурой рекристаллизации*. Между температурой рекристаллизации T_p и

температурой плавления $T_{пл}$ металлов существует простая зависимость, определенная металловедом А. А. Бочваром:

$$T_p = \alpha T_{пл}(K). \quad (11.1)$$

Ниже приведены температуры рекристаллизации металлов и сплавов:

- 1) $T_p = (0,1-0,2)T_{пл}$ – для чистых металлов;
- 2) $T_p = 0,4T_{пл}$ – для технически чистых металлов;
- 3) $T_p = (0,5-0,6)T_{пл}$ – для сплавов (твердых растворов).

Температуру начала рекристаллизации определяют металлографическим и рентгеноструктурным методами, а также по изменению свойств. Если T_p устанавливают по изменению твердости, то за T_p принимают температуру, при которой прирост твердости, созданный деформацией, уменьшается вдвое (рис. 11.8).

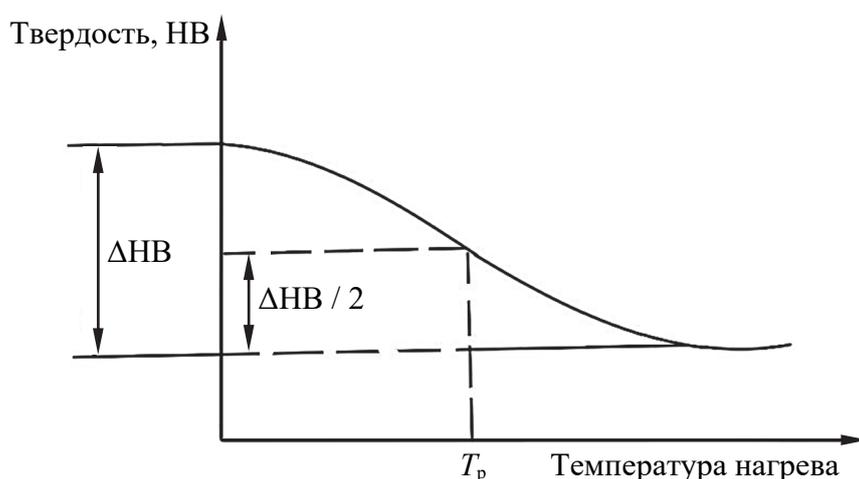


Рис. 11.8. Определение температуры рекристаллизации по изменению твердости при нагреве

Определение температуры рекристаллизации необходимо для назначения режимов *рекристаллизационного отжига* – термической обработки для снятия наклепа. Температура такого отжига должна быть выше температуры рекристаллизации для данного сплава.

Величина зерен после рекристаллизации (рекристаллизационного отжига) напрямую зависит от степени деформации металла при наклепе (рис. 11.9).

Существует небольшая степень деформации (до 10%), называемая *критической*, при которой размер образующегося при рекри-

сталлизации зерна в несколько десятков раз превышает исходное недеформированное зерно. Это явление очень часто встречается в деталях машин, в которых одновременно присутствует набор деформаций от нуля до больших степеней, и его следует учитывать, так как на участках с крупнозернистой структурой сильно снижается ударная вязкость. Хотя в некоторых других случаях (например, повышение жаропрочности, получение требуемых электромагнитных свойств) увеличение размера зерна является положительным.

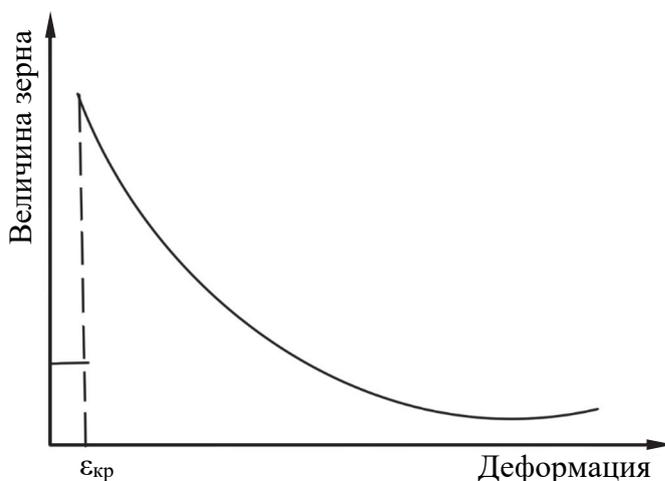


Рис. 11.9. Влияние степени деформации на величину рекристаллизованного зерна

Формирование anomalно крупных рекристаллизованных зерен в области критической деформации обусловлено наличием малого числа центров рекристаллизации (центров новых зерен). Новые зерна зарождаются в первую очередь там, где при наклепе возникла наибольшая плотность дислокаций. Поскольку движущиеся дислокации задерживаются и скапливаются на границах зерен, то именно здесь начнут образовываться и расти новые зерна в процессе рекристаллизации.

С повышением степени деформации размер новых образовавшихся зерен уменьшается. Это связано с увеличением плотности дислокаций в деформированном металле и, соответственно, с ростом числа центров рекристаллизации (центров новых зерен).

В зависимости от температуры, при которой выполняется обработка давлением, пластическую деформацию разделяют на холодную и горячую.

Холодная деформация – деформация металла, которая осуществляется при температуре ниже температуры рекристаллизации. При холодной деформации увеличивается плотность дислокаций, зерна вытягиваются в направлении деформации, растет прочность металла и снижается пластичность.

Горячая деформация – деформация металла, которая происходит при температуре выше температуры рекристаллизации. При горячей деформации металла (прокатке, ковке, штамповке, прессовании) упрочнение (наклеп), создаваемое в процессе деформации, снимается в результате рекристаллизации в ходе самой деформации.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Ознакомиться с основными положениями работы.
2. Выполнить экспериментальную часть работы.
3. Проанализировать полученные результаты и на основании теоретического материала сделать необходимые выводы.
4. Выполнить одно из заданий для подгруппы из 2–4 человек (по указанию преподавателя) и пояснить решение.
5. Написать отчет в соответствии с проделанной работой.

Задание 1

Для образцов меди, деформированных на 30–40%, определить температуру рекристаллизации меди по изменению твердости после нагрева на различную температуру (по графической зависимости «твердость – температура»). За центр температурного интервала считать температуру рекристаллизации меди, вычисленную по формуле А. А. Бочвара. Температурный шаг от центра интервала в сторону уменьшения и увеличения температуры принять 50°C.

Сравнить температуру рекристаллизации меди, рассчитанную по формуле А. А. Бочвара и найденную экспериментально; если они отличаются, объяснить причину. Температура плавления меди 1083°C.

Задание 2

Провести холодную деформацию образцов технической чистой меди на различную степень деформации и определить изменение твердости деформированных образцов в зависимости от степени деформации.

Степень деформации вычисляется по формуле

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h_k}{h_0} \cdot 100\%, \quad (11.2)$$

где h_0 – толщина образца до деформации, мм; h_k – толщина образца после деформации, мм.

Результаты измерений внести в таблицу и построить графическую зависимость твердости от степени деформации.

Результаты эксперимента: твердость деформированной меди

№ п/п	Исходная толщина h_0 , мм	Конечная толщина h_k , мм	Степень деформации δ , %	Твердость, НВ	Примечание

Задание 3

Провести горячую деформацию образцов технически чистой меди на различную степень деформации и определить изменение твердости горячедеформированных образцов в зависимости от степени деформации. Результаты измерений записать в таблицу и построить графическую зависимость «твердость – степень горячей деформации».

Задание 4

Холоднодеформированные образцы меди подвергнуть рекристаллизационному отжигу в течение 10 мин и определить изменение твердости отожженных образцов в зависимости от степени деформации. Результаты измерений внести в таблицу и построить графическую зависимость твердости от степени деформации образцов.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Объясните старинный цирковой номер. Почему согнутую силачом подкову предлагалось разогнуть зрителям, а не наоборот?
2. Детали из низкоуглеродистой стали, полученные штамповкой в холодном состоянии, имели после штамповки неодинаковую твердость в различных участках: она колебалась от 120 до 200 НВ.

Твердость стали до обработки составляла 100 НВ. Обоснуйте, почему сталь получила разную твердость.

3. Можно ли отличить по микроструктуре металл, деформированный в холодном состоянии, от металла, деформированного в горячем состоянии? Укажите, в чем заключается различие микроструктуры.

4. Три образца низкоуглеродистой стали подвергались холодной деформации: первый – на 5%, второй – на 15%, третий – на 30%, а затем нагревались до 700°C. В каком образце сформируется более крупное зерно? Как повлияет размер зерна на свойства стали?

5. Почему при горячей обработке давлением не рекомендуется проводить последнюю операцию с малой степенью обжатия и как может такая деформация влиять на величину зерна и свойства металла?

6. Можно ли создать значительное упрочнение свинца, если его подвергнуть деформации при комнатной температуре $t_{пл}(Pb) = 327,4^\circ C$?

7. Как повлияет на значение твердости, определенной, например, шариком по Бринеллю, повторное измерение на участке в непосредственной близости от первого отпечатка?

8. Волочение проволоки проводят в несколько переходов. Если волочение выполняют без промежуточных операций отжига, то проволока на последних переходах даст разрывы. Объясните причины разрывов и приведите меры для предупреждения этого.

9. Пруток латуни после изгиба в холодном состоянии подвергают рекристаллизации для снятия наклепа. Укажите, какие по размеру зерна сформируются по всему сечению прутка после рекристаллизации.

10. Объясните, к какому виду деформации (холодной или горячей) надо отнести: а) прокатку олова при комнатной температуре ($t_{пл}(Sn) = 232^\circ C$); б) деформацию стали при 400°C ($t_{пл}(стали) = 1500^\circ C$).

ПРИЛОЖЕНИЕ 1

ПОСТРОЕНИЕ И АНАЛИЗ ДИАГРАММЫ Fe-Fe₃C

Железоуглеродистые сплавы – стали и чугуны – важнейшие металлические сплавы, используемые для производства современной техники. Объем изготовления чугуна и стали в мире более чем в 10 раз превосходит производство всех других металлов, вместе взятых. Диаграмма состояния «железо – углерод», которая будет рассмотрена в этом приложении, дает основное представление о строении железоуглеродистых сплавов – сталей и чугунов.

Важнейшие работы по построению диаграммы «железо – углерод» относятся к последней четверти XIX в. Изучение данной диаграммы (а также железоуглеродистых сплавов и процессов термической обработки) началось с работы Д. К. Чернова «Критический обзор статей Лаврова и Калакуцкого о стали и стальных орудиях Д. К. Чернова и собственные его исследования по этому же предмету», которая была опубликована в 1868 г. Этот год также можно считать годом возникновения науки металловедения, так как именно тогда впервые были обнаружены структурные изменения в металле. В своей работе русский металлург и изобретатель впервые указал на существование в стали критических точек и на зависимость их положения от содержания углерода и тем самым дал первое представление о диаграмме «железо – углерод». Впоследствии свои высказывания ученый воспроизвел графически (рис. П1.1), отразив важнейшие линии диаграммы «железо – углерод».

Д. К. Чернов определял положение критических точек на глаз, по цветам каления стали. Французский исследователь Ф. Осмонд, воспользовавшись пирометром, только что изобретенным французским физиком А. Л. Ле Шателье, определил положение критических точек, описал характер микроструктурных изменений при переходе через них и дал названия основным структурам железоуглеродистых сплавов.

Образование твердых растворов при нагреве было замечено У. Ч. Робертс-Остеном (Англия) и доказано с помощью прямого

металлографического анализа А. Л. Ле Шателье (Франция) А. А. Байковым и Н. Т. Гудцовым (Россия). Используя эти данные, а также разработанную Дж. Гиббсом (Канада) теорию фазовых равновесий, нидерландский ученый Г. В. Розебом, а также У. Ч. Робертс-Остен представили первый вариант диаграммы «железо – углерод». Неполнота сведений не позволила им построить достаточно полную диаграмму, отвечающую действительному фазовому равновесию. Лишь к концу XIX в. немецкий ученый П. Геренс, использовавший опыт своих предшественников и новые данные по микроструктурному и термическому анализу железоуглеродистых сплавов, привел в своей книге диаграмму «железо – углерод», достаточно близкую к современному варианту. Позже в связи с развитием методики исследования сплавов были сделаны хотя и существенные, но не принципиальные уточнения.

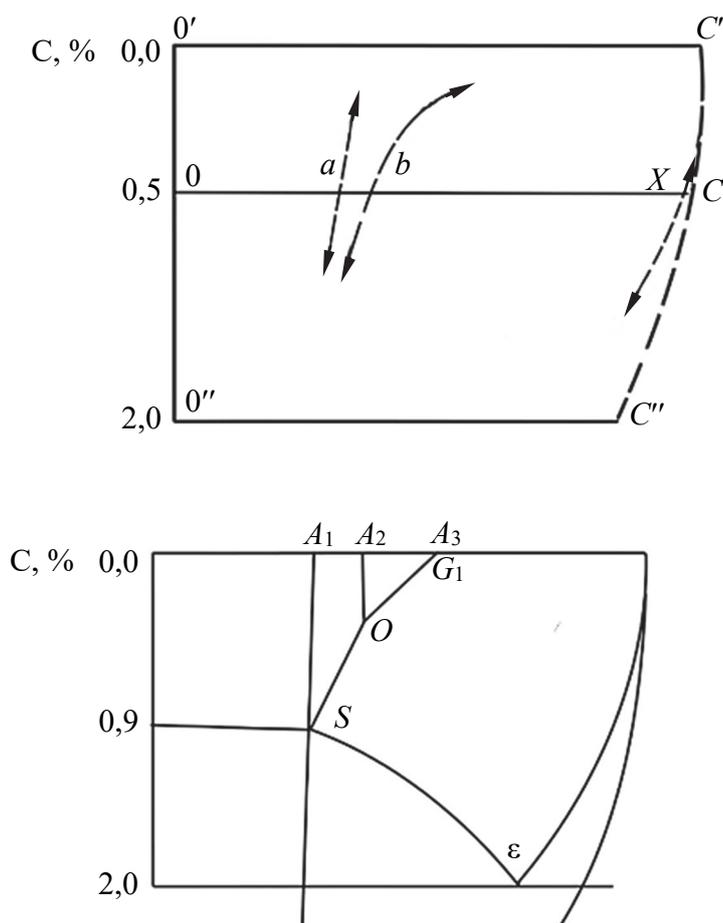


Рис. П1.1. Важнейшие линии диаграммы «железо – углерод» (по Д. К. Чернову)

В настоящее время исследование диаграммы состояния сплава «железо – углерод» не прекращается, хотя радикальных изменений в ее внешнем виде не ожидается. Тем не менее по мере внедрения более совершенных методов анализа и использования высокочистых материалов положение линий равновесия на диаграмме постоянно уточняется. Это связано с тем, что даже незначительные примеси и новые технологические подходы могут влиять на фазовые переходы, что требует регулярной корректировки количественных параметров диаграммы.

Диаграмма состояния «железо – углерод», как следует из ее названия, охватывает область от чистого железа до элементарного углерода. Важнейшим соединением в этой системе является цементит (Fe₃C) – карбид железа, образующийся при определенных концентрациях углерода. Цементит содержит 6,67% углерода по массе, что определяет верхний предел содержания углерода на диаграмме.

В промышленности и на практике (рис. П1.1) особое значение имеет область диаграммы, соответствующая содержанию углерода до 5%. Именно в этом диапазоне создаются основные железоуглеродистые сплавы – стали и чугуны. Хотя цементит содержит больше углерода, чем обычно встречается в промышленных сплавах, его роль как компонента системы позволяет рассматривать диаграмму в пределах от чистого железа до цементита. Такой подход облегчает анализ и соответствует реальным условиям производства и применения материалов.

Для понимания процессов, происходящих в системе «железо – углерод», важно не только изучить саму диаграмму, но и подробно рассмотреть свойства ее основных компонентов – железа и цементита. Железо – один из наиболее распространенных элементов на Земле, основа для производства сталей и чугунов. В природе железо встречается преимущественно в виде руд, однако современные технологии позволяют получать металл высокой чистоты. Даже при тщательной очистке полностью избавиться от примесей невозможно, а их присутствие, даже в минимальных количествах, существенно влияет на свойства железа и, следовательно, на поведение сплавов на его основе.

Железо обладает выраженным полиморфизмом, т. е. способностью изменять кристаллическую структуру в зависимости от температуры. Существуют три основные модификации железа: α-железо (феррит), γ-железо (аустенит) и δ-железо. Каждая из них

отличается типом кристаллической решетки и физическими характеристиками, такими как плотность, магнитные свойства и растворимость углерода. Например, феррит – это твердый раствор углерода в α -железе с объемно-центрированной кубической решеткой, а аустенит – твердый раствор углерода в γ -железе с гранцентрированной кубической решеткой.

В зависимости от температуры и содержания углерода железо может находиться в различных фазовых состояниях, что отражено на диаграмме. При низких температурах преобладает феррит, обладающий минимальной растворимостью углерода (до 0,02% при 700°C), а при повышении температуры увеличивается роль аустенита, в котором растворимость углерода достигает 2,14% при 1147°C. В случае дальнейшего увеличения содержания углерода образуется цементит, характеризующийся высокой твердостью (до 850 HV), хрупкостью и низкой пластичностью. Цементит имеет орторомбическую кристаллическую решетку и проявляет ферромагнитные свойства до температуры 210°C.

В практике металлургии и материаловедения часто используется технически чистое железо, или АРМКО-железо, содержащее 99,8–99,9% основного элемента и не более 0,2% примесей. Такой материал получают в мартеновских и электрических печах, а также методом прямого восстановления. Примеси, содержащиеся в технически чистом железе, включают углерод (около 0,02%), медь (до 0,1%) и другие элементы в тысячных долях процента. Даже столь малые количества примесей оказывают заметное влияние на свойства железа, его структуру и фазовые превращения.

Диаграмма состояния «железо – углерод» позволяет определить, какие фазы и структуры будут присутствовать в сплаве при заданных температуре и содержании углерода. Основные фазы, встречающиеся в этой системе, включают жидкую фазу, феррит, аустенит, цементит и графит. При этом для большинства сталей и белых чугунов характерна метастабильная диаграмма с участием цементита, а для серых чугунов и графитизированных сталей – стабильная диаграмма с участием графита. На диаграмме также отмечены линии ликвидуса и солидуса, определяющие границы плавления и кристаллизации, а также эвтектические и эвтектоидные превращения, такие как образование ледебурита (смесь аустенита и цементита при содержании углерода 4,3%).

Приведем данные, присущие железу технической чистоты. Температура плавления составляет 1539°C ($\pm 5^\circ\text{C}$). В твердом состоянии технически чистое железо может находиться в двух модификациях – α (объемно-центрированном – ОЦК) и γ (гранецентрированном – ГЦК).

Значительным и принципиально важным фактом является то обстоятельство, что α -железо существует в двух интервалах температур: ниже 911°C и от 1392 до 1539°C. Объяснение этому следует искать в определенном изменении величины свободной энергии в зависимости от температуры. Схематически это изменение показано на рис. П1.2.

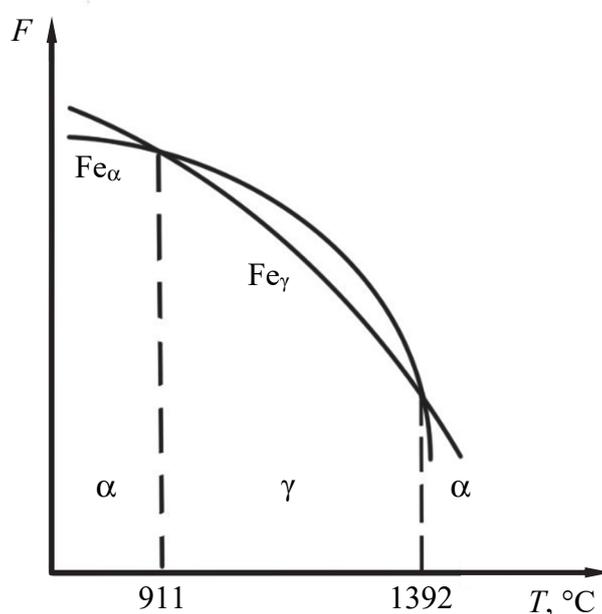


Рис. П1.2. Зависимость свободных энергий α -модификаций к γ -модификациям железа от изменения температуры

Свободная энергия α -железа (Fe_α) меньше свободной энергии γ -железа (Fe_γ) при температурах ниже 911°C и выше 1392°C. В интервале температур 911–1392°C меньшей свободной энергией обладает гранецентрированная упаковка атомов железа. Вот почему при нагреве при 911°C происходит $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение, а при 1392°C – $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Высокотемпературная модификация α -железа (иногда называемая δ -железом) не представляет собой новой аллотропической формы.

Механические свойства железа (табл. П1.1) характеризуются следующими величинами (I – техническое, II – прямого восстановления, III – сверхчистое). Эти показатели могут изменяться в некоторых пределах, так как на свойства железа влияет ряд факторов (например, увеличение размеров зерен понижает твердость).

Таблица П1.1

Механические свойства железа

Показатель	Вид железа		
	I	II	III
Предел прочности при растяжении, МПа	250	200	50
Предел текучести при растяжении, МПа	120	100	25
Удлинение, %	50	60	70
Сужение, %	85	90	100
Твердость, НВ	80	70	60

При 768°C железо испытывает магнитное превращение, при температуре выше 768°C железо становится немагнитным.

Железо со многими элементами образует растворы: с металлами – растворы замещения; с углеродом, азотом и водородом – растворы внедрения. Особо следует рассмотреть образование растворов углерода в железе. Растворимость углерода в железе существенно зависит от того, в какой кристаллической форме существует железо. Растворимость углерода в α -железе ничтожно мала (менее 0,02%) и в 100 раз больше (до 2%) в γ -железе. Твердый раствор углерода и других элементов в α -железе называется ферритом, а в γ -железе – аустенитом.

Диаметр атома углерода (в свободном состоянии) равен 0,154 нм.

В ОЦК-решетке имеются 12 свободных мест в середине ребер. Диаметр такого свободного места, так называемой поры кристаллической решетки, равен 0,062 нм. Такой объем, по-видимому, недостаточен для помещения в него атома (иона) углерода.

В гранцентрированной γ -решетке в центре имеется пора диаметром 0,102 нм. В этой поре атом углерода может разместиться, вызывая некоторое увеличение размера решетки γ -железа (сам атом тоже должен уменьшиться в размерах, так как при растворении углерод отдает валентные электроны).

Таким образом, чисто геометрические соображения подсказывают, что α -железо не растворяет углерод, а γ -железо растворяет. Однако ряд косвенных признаков указывает на то, что в действительности

α -железо способно растворять углерод в очень небольшом количестве. Можно предположить, что растворимость углерода в α -железе обусловлена тем, что в реальной решетке железа имеются дефекты, особенно многочисленные по границам зерен.

Кристаллическую структуру аустенита можно себе представить как ГЦК-решетку, состоящую из атомов железа, в которую внедрены атомы углерода меньшего размера. Если бы все свободные места (поры) в ГЦК-решетке были заняты углеродом, то это состояние характеризовала бы схема, изображенная на рис. П1.3, *а*. Но так как атом углерода больше размеров поры, то при попадании его в решетку железа последняя искажается, и остальные поры становятся недоступными для других атомов углерода. На рис. П1.3, *б* показано строение элементарной ячейки аустенита, в которой растворен один атом углерода.

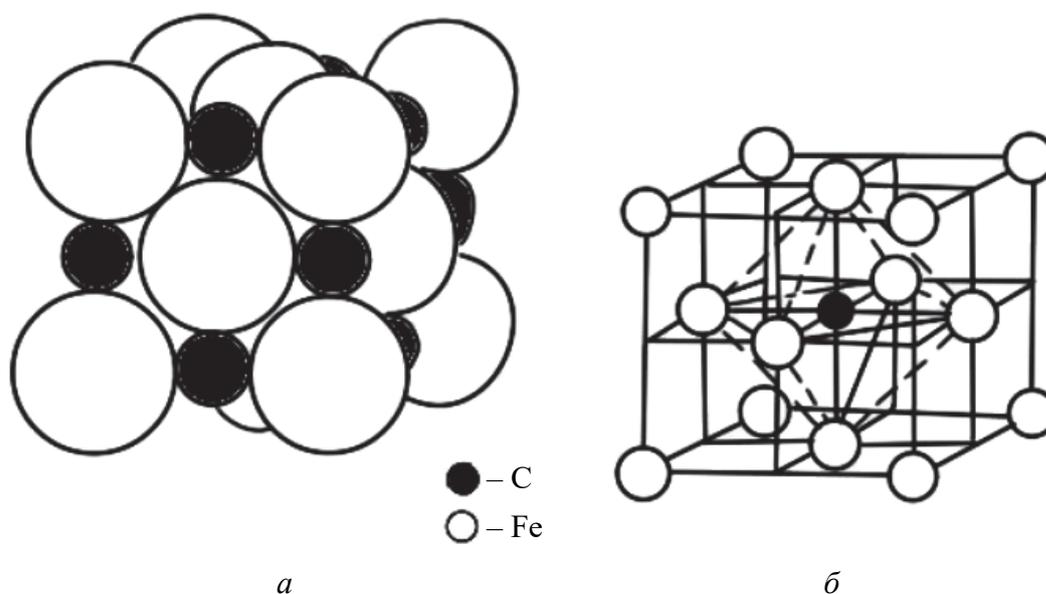


Рис. П1.3. Твердый раствор внедрения:

а – кристаллическая решетка при полном заполнении всех пор;

б – кристаллическая решетка аустенита

Расположенный в центре элементарной γ -ячейки атом углерода окружен шестью атомами железа, которые образуют октаэдр. Параметр решетки безуглеродистого Fe _{α} при комнатной температуре равен 0,286 нм, а безуглеродистого Fe _{γ} – 0,356 нм. Последняя величина условна, так как безуглеродистое γ -железо при комнатной температуре не существует, а величина эта определяется методом

экстраполяции. Параметр решетки зависит от температуры и наличия растворенных атомов. Известен параметр решетки аустенита при комнатной температуре в сталях с содержанием углерода свыше 0,6–0,7% (рис. П1.4, *а*) и параметр решетки чистого γ -железа, но при высоких температурах (рис. П1.4, *б*). Экстраполяция кривых на нулевое содержание углерода (рис. П1.4, *а*) или на комнатную температуру (рис. П1.4, *б*) приводит к значению 0,356 нм. Такой параметр имело бы чистое γ -железо при комнатной температуре, если бы его удалось получить при этой температуре.

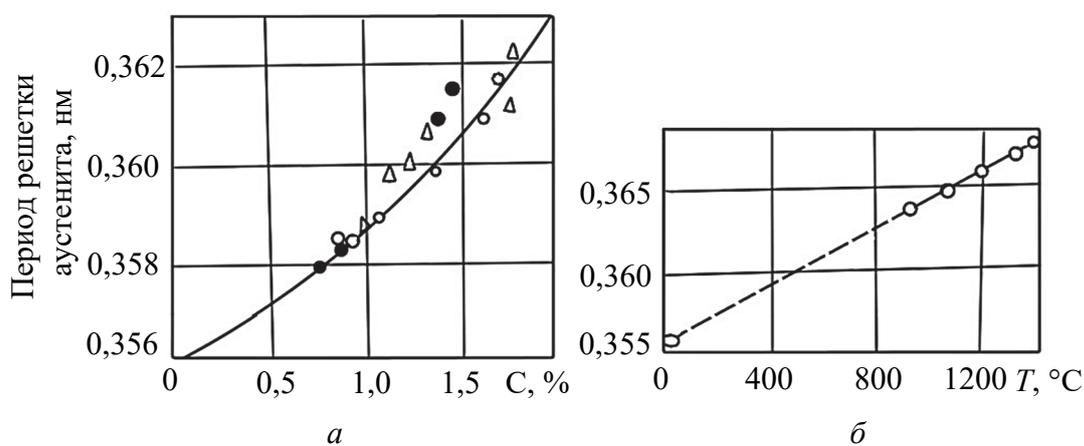


Рис. П1.4. Зависимость параметра решетки аустенита от различных факторов:
а – влияние углерода; *б* – влияние температуры

Состояние углерода в аустените можно считать установленным, хотя ранее среди металловедов на эту тему велись дискуссии. Углерод в аустените находится в виде ионов, дважды ионизированных, тогда как атомы железа ионизированы. Этим объясняется явление «электролиза» аустенита, обнаруженное В. И. Просвириным и состоящее в том, что под действием постоянного тока углерод в аустените перемещается по направлению к отрицательному полюсу (катоде).

Цементит – это химическое соединение углерода с железом (карбид железа) Fe_3C . Цементит состоит из 75% (атомный) Fe и 25% (атомный) C или 6,67% (по массе) C, а остальное занимает железо. Поскольку растворимость углерода в α -железе мала, то при нормальных температурах в большинстве случаев в структуру стали входят высокоуглеродистые фазы в виде цементита и другого карбида.

Кристаллическая структура цементита очень сложная, один из наиболее удачных способов ее изображения приведен на рис. П1.5.

Температура плавления цементита составляет около 1250°C. Аллотропических превращений он не испытывает, но при низких температурах слабо ферромагнитен. Магнитные свойства теряет при 217°C. Цементит имеет высокую твердость (более 800 НВ, царапает стекло), но чрезвычайно низкую, практически нулевую, пластичность. Эти свойства являются, вероятно, следствием сложного строения его кристаллической решетки.

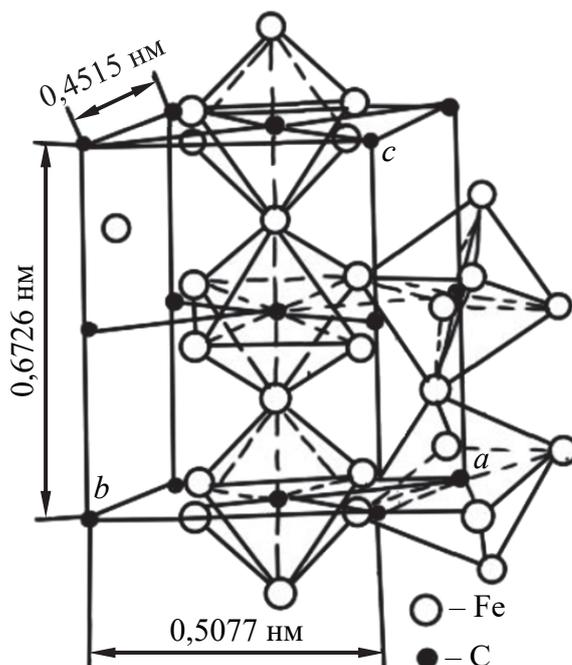


Рис. П1.5. Кристаллическая структура цементита

Цементит способен образовывать твердые растворы замещения. Атомы углерода могут замещаться атомами неметаллов (азотом, кислородом), атомы железа — металлами (марганцем, хромом, вольфрамом и др.). Такой твердый раствор на базе решетки цементита называется легированным цементитом. Обычно его обозначают M_3C , где под буквой «М» подразумевают железо и другие металлы, замещающие атомы железа в решетке цементита.

Цементит — соединение неустойчивое, которое при определенных условиях распадается с образованием свободного углерода в виде графита. Этот процесс имеет важное практическое значение преимущественно для высокоуглеродистых сплавов — чугунов.

Диаграмма состояния «железо — углерод» в интервале концентраций от железа до цементита показана на рис. П1.6. Ось абсцисс

(концентрационная) на этом рисунке двойная: содержание углерода и содержание цементита. Укажем попутно на простое правило – умножение содержания углерода на 15 дает содержание цементита в стали и чугуна в массовых процентах (мас. %), а практически в объемных процентах (об. %). Линия $ABCD$ является ликвидусом системы, линия $AHJECF$ – солидусом.

Поскольку железо, кроме того что образует с углеродом химическое соединение Fe_3C , имеет две аллотропические формы α и γ , то для системы характерны следующие фазы:

– жидкость (жидкий раствор углерода в железе), существующая выше линии ликвидус, обозначаемая везде буквой «L»;

– цементит Fe_3C – линия $DFKL$, обозначаемая в дальнейшем химической формулой и буквой «Ц»;

– феррит – структурная составляющая, представляющая собой α -железо, которое в незначительном количестве растворяет углерод; обозначается буквами «Ф», « α » или Fe_α . Область феррита в системе «железо – углерод» расположена левее линий GPQ и AH ;

– аустенит – структура, представляющая собой твердый раствор углерода в γ -железе; обозначается буквами «А», « γ » или $Fe_\gamma(C)$. Область аустенита на диаграмме – $NJESG$.

Три горизонтальные линии на диаграмме (HJB , ECF и PSK) указывают на протекание трех нонвариантных реакций.

При $1499^\circ C$ (линия HJB) идет перитектическая реакция



в результате которой образуется аустенит. Данная реакция наблюдается только у сплавов, содержащих от 0,1 до 0,5% углерода.

При $1147^\circ C$ (горизонталь ECF) протекает следующая эвтектическая реакция:



в результате которой образуется эвтектическая смесь. Эвтектическая смесь аустенита и цементита называется ледебуритом. Эта реакция происходит у всех сплавов системы, содержащих более 2,14% углерода.

При $727^\circ C$ (горизонталь PSK) протекает эвтектоидная реакция



Продуктом превращения является эвтектоидная смесь. Эвтектоидная смесь феррита и цементита называется перлитом.

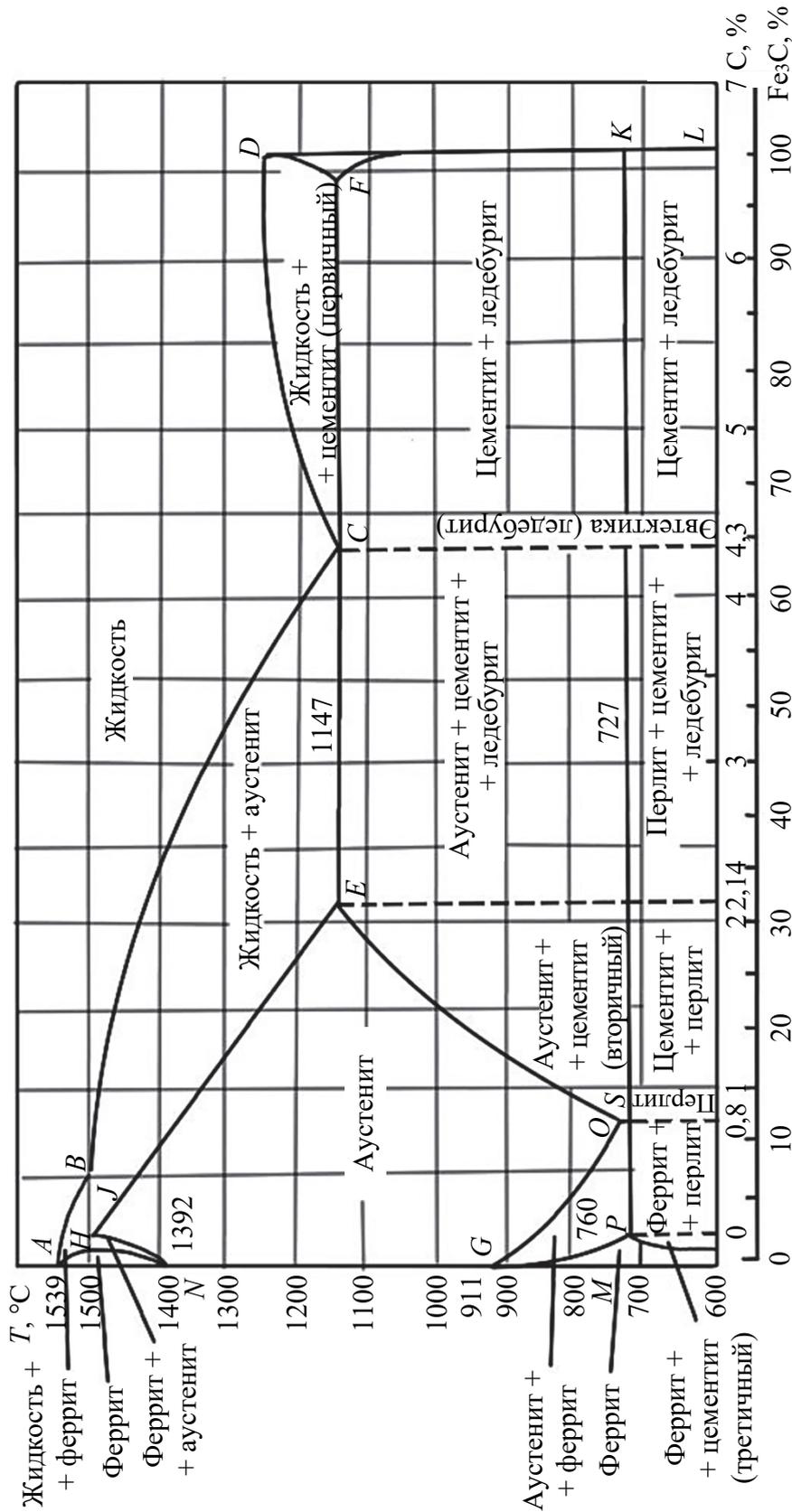


Рис. П.1.6. Диаграмма состояния «железо – углерод»

У всех сплавов, содержащих свыше 0,02% углерода, т. е. практически у всех промышленных железоуглеродистых сплавов, происходит перлитное (эвтектоидное) превращение.

Ранее мы уже отмечали, что внешний вид диаграммы «железо – углерод» (в своей доцементитной части), т. е. расположение линий на диаграмме, является вполне определенным и устоявшимся. Уточнению подвергаются лишь координаты (т. е. температура и концентрация наиболее характерных точек). Значения координат точек на диаграмме «железо – углерод», согласно новейшим экспериментальным данным, приведены в табл. П1.2.

Таблица П1.2

Точки диаграммы «железо – углерод»

Обозначение точки	Температура, °С	Концентрация углерода, %	Обозначение точки	Температура, °С	Концентрация углерода, %	Обозначение точки	Температура, °С	Концентрация углерода, %
<i>A</i>	1539	0	<i>E</i>	1147	2,14	<i>P</i>	727	0,02
<i>B</i>	1499	0,50	<i>C</i>	1147	4,30	<i>S</i>	727	0,80
<i>H</i>	1499	0,10	<i>F</i>	1147	6,67	<i>K</i>	727	6,67
<i>J</i>	1499	0,16	<i>D</i>	1250	6,67	<i>Q</i>	600	0,01
<i>N</i>	1392	0	<i>G</i>	911	0	<i>L</i>	600	6,67

Диаграмма довольно сложная, поэтому подробно ознакомиться с ней и с процессами превращений в железоуглеродистых сплавах удобнее, разделив ее на отдельные части.

На рис. П1.7 показан левый верхний участок диаграммы «железо – углерод» (в области перитектического превращения). Рассмотрим последовательность превращений сплава концентрации K_1 , содержащего углерода менее 0,1% (например, 0,05%).

Кристаллизация сплава начнется в точке *I*, когда из него будут выделяться кристаллы α -твердого раствора. В процессе кристаллизации концентрация жидкости изменяется по линии *AB* (часть линии ликвидус), а концентрация твердой фазы – по линии *АН* (часть линии солидус).

В точке *a*, прямо лежащей в области существования жидкой и твердой фаз, концентрация жидкости определится проекцией точки *c*, а твердой фазы – проекцией точки *b*. Количество твердой

фазы определится отношением отрезков ac / bc , количество жидкой фазы – отношением отрезков ba / bc .

В точке 2 количество жидкой фазы становится равным нулю, процесс кристаллизации заканчивается, образуется однородный твердый раствор α . Вновь сплав испытывает превращение в интервале температур точки 3–4, когда α -твердый раствор превращается в γ -твердый раствор. Концентрация фаз изменяется в соответствии с положением линий HN и JN .

В точке d концентрация α -фазы определится проекцией точки e , концентрация γ -фазы – проекцией точки f , количество фаз – отношением отрезков, т. е. $\alpha / \gamma = df / ed$.

В точке 4 сплав полностью приобретает строение γ -твердого раствора.

В правой части диаграммы (рис. П1.7) показана термическая кривая охлаждения этого сплава.

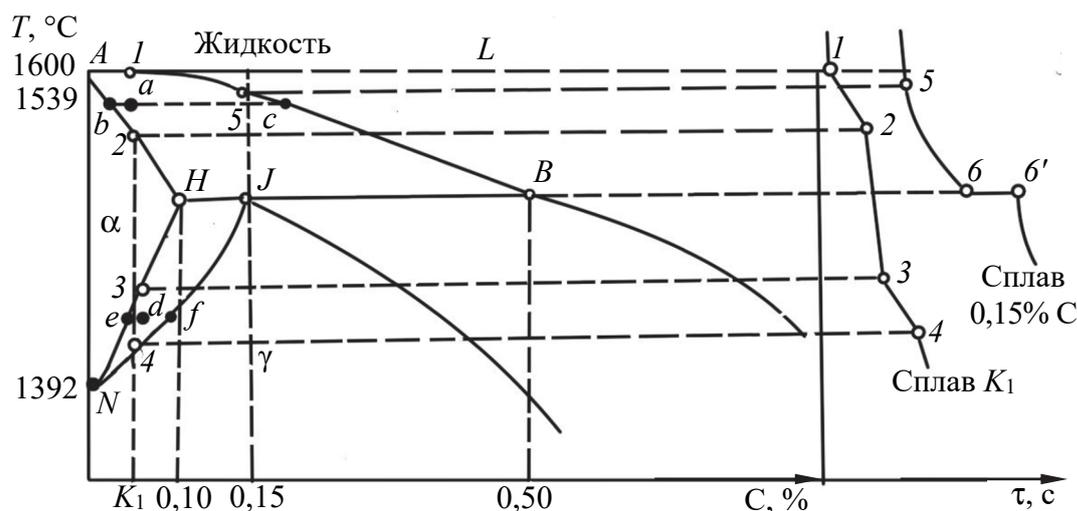


Рис. П1.7. Часть диаграммы состояния «железо – углерод». Первичная кристаллизация низкоуглеродистых сплавов

Охлаждение сплава с содержанием углерода 0,16% протекает сначала так же, как и сплава K_1 , и начинается с выделения α -фазы переменной концентрации.

В точке J при 1499°C жидкость принимает концентрацию B , а α -фаза – концентрацию H , и начинает образовываться γ -фаза концентрации J . Ввиду наличия трех фаз превращение протекает при постоянной температуре ($c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$); отрезок $b-6'$ на кривой охлаждения является горизонтальным. В результате реакции



образуется аустенит (γ -фаза) концентрации 0,16%. При содержании углерода меньше или больше 0,16% (т. е. левее или правее точки J) после окончания перитектической реакции остается в избытке α -фаза или жидкость, которая при дальнейшем охлаждении превращается в γ -фазу. Окончание превращения будет на линиях NJ и JE , когда наконец образуется однофазная структура γ -фазы (см. рис. П1.7 на с. 111).

Таким образом, какой бы сплав мы ни взяли, при содержании углерода 0,5%, несмотря на предварительные образования α -фазы, в конечном итоге получается γ -фаза (аустенит).

То, что аустенит представляет собой однородный твердый раствор углерода в γ -железе, окончательно удалось установить только рентгеноструктурным анализом. До применения рентгеновских лучей известный русский ученый А. А. Байков использовал специальный метод травления шлифов, предложенный А. Л. Ле Шателье для исследования металлов при высоких температурах. Шлифы для микроисследования подвергали травлению при высокой температуре. При этом выявлялась структура, соответствующая высокой температуре. После этого структуру рассматривали при комнатной температуре; изменения, происшедшие в металле при охлаждении до комнатной температуры, не отражаются на структуре, выявленной при высокой температуре. А. А. Байков, применяя этот способ, показал, что аустенит действительно является однородным твердым раствором (рис. П1.8).



Рис. П1.8. Структура аустенита, выявленная травлением при высоких температурах (увеличение в 500 раз)

Рассмотрим процессы первичной кристаллизации сплавов, содержащих более 2,14% углерода (рис. П1.9). Особенность первичной кристаллизации этих сплавов заключается в том, что в них она заканчивается эвтектическим превращением при 1147°С, когда жидкость концентрацией 4,3% С дает две твердые фазы – аустенит (2,14% С) и цементит, т. е. образуется ледебурит.

В сплаве, точно соответствующем эвтектической концентрации 4,3% С, происходит только эвтектическая кристаллизация, протекающая при постоянной температуре. В доэвтектических сплавах, т. е. сплавах, содержащих углерода меньше 4,3% (но больше 2,14%), эвтектическому превращению предшествует выделение первичного аустенита. Таким является сплав, кривая охлаждения которого показана на правой части рис. П1.9. Начало кристаллизации этого сплава (K_1) определяется точкой 1, лежащей на линии ликвидус. При последующем охлаждении происходит выделение кристаллов аустенита переменного состава, концентрация которых определяется линией солидус, тогда как жидкость имеет концентрацию в соответствии с положением линии ликвидус.

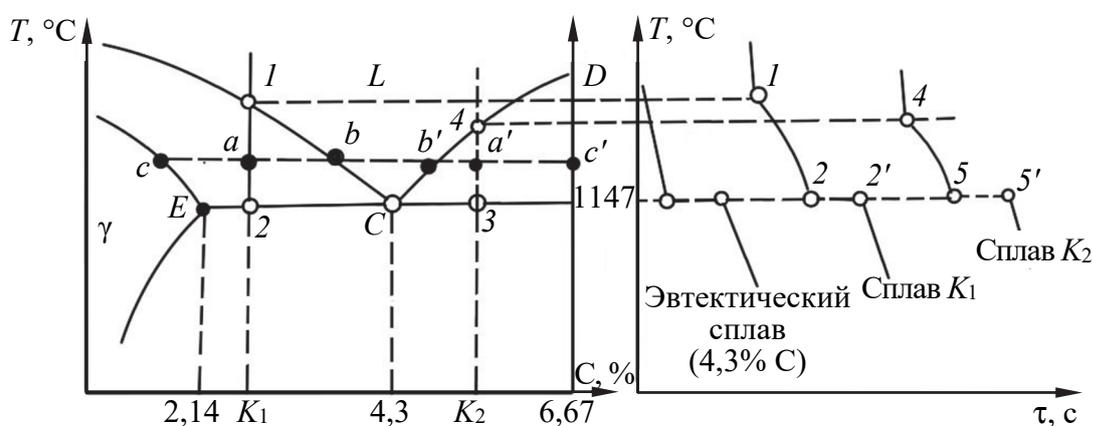


Рис. П1.9. Часть диаграммы состояния «железо – углерод». Первичная кристаллизация высокоуглеродистых сплавов

В точке a , лежащей в двухфазной области $\gamma + L$, концентрация жидкой фазы определится проекцией точки b , а твердой фазы – проекцией точки c . Количество этих фаз характеризуется соотношением отрезков:

$$\frac{\text{Количество жидкой фазы}}{\text{Количество твердой фазы}} = \frac{ca}{cb}. \quad (\text{П1.5})$$

В точке 2 при 1147°C, т. е. при пересечении вертикали K_1 с горизонталью ECF (1147°C), количество жидкости соответствует отрезку $E2$ и жидкость имеет концентрацию точки C (4,3% C).

При этой температуре кристаллизуется эвтектика по реакции



Кристаллизацией эвтектики заканчивается первичная кристаллизация этого сплава. В результате первичной кристаллизации структура состоит из первичных кристаллов аустенита и ледебурита.

Для заэвтектического сплава, например сплава K_2 (рис. П1.9), начальная стадия кристаллизации заключается в выделении первичного цементита, которое начинается на линии ликвидус CD (точка 4). Выделение цементита вызывает обеднение жидкости углеродом. В точке 5, лежащей на линии ECF , состав жидкости примет концентрацию углерода и начнется процесс эвтектической кристаллизации. В результате первичной кристаллизации структура сплава будет состоять из кристаллов первичного цементита и ледебурита.

Из рассмотренных первичных процессов кристаллизации можно сделать следующий важный вывод.

У всех сплавов, содержащих 2,14% углерода, в результате первичной кристаллизации получается структура аустенита; у всех сплавов, содержащих более 2,14% углерода, структура состоит из ледебурита с избыточным аустенитом или цементитом. Это различие в структуре при высокой температуре и создает существенное отличие в технологических и механических свойствах сплавов. Наличие эвтектики делает сплав нековким. Вместе с тем высокоуглеродистый сплав имеет низкую температуру плавления, и его применяют как литейный материал.

Железоуглеродистые сплавы, содержащие менее 2,14% углерода, называют сталями, а более 2,14% углерода – чугунами.

Левая нижняя часть диаграммы «железо – углерод» приведена на рис. П1.10.

Рассмотрим превращение в твердом состоянии весьма малоуглеродистых сплавов. Сплав концентрации K_1 , содержащий углерода меньше 0,01%, при температуре порядка 1000°C имеет структуру аустенита. При нормальной температуре железо существует в форме α , следовательно, при охлаждении наблюдается $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение или превращение аустенита в феррит. Для чистого,

совершенно безуглеродистого сплава это превращение произошло бы при постоянной температуре в точке G (911°C). Для сплава концентрации K_1 превращение протекает в интервале температур от точки 1 до точки 2 . На кривой охлаждения это превращение изобразится изломом кривой. В интервале между точками 1 и 2 сплав является двухфазным, состоящим из отличающихся друг от друга по концентрации α - и γ -фаз.

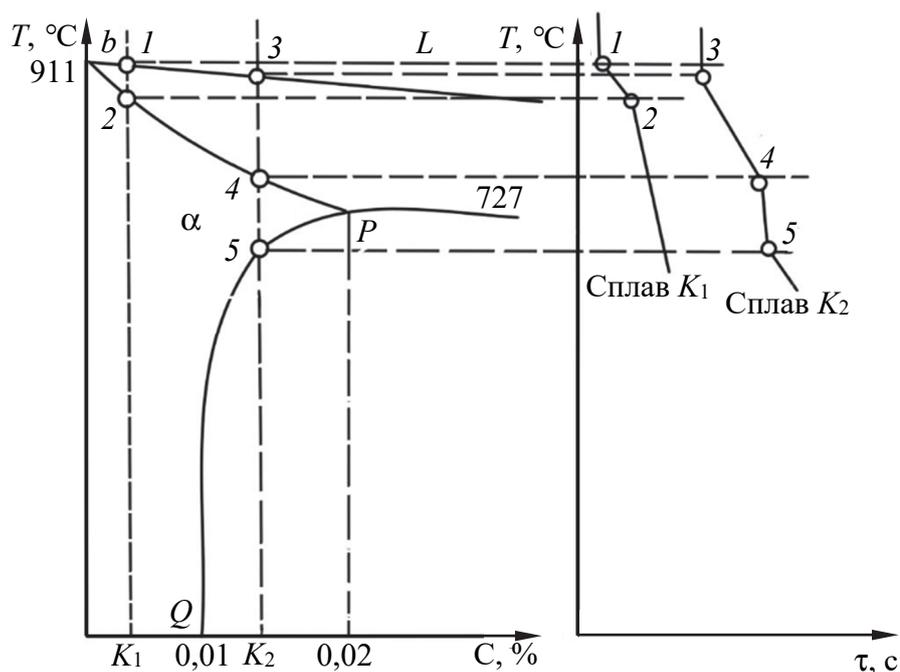


Рис. П1.10. Часть диаграммы состояния «железо – углерод». Вторичная кристаллизация низкоуглеродистых сплавов

Ниже точки 2 сплав состоит из однородного α -твердого раствора феррита, и никаких изменений при дальнейшем охлаждении с ним не происходит. Структура феррита представлена на рис. П1.11, б. Феррит и аустенит являются гомогенными твердыми растворами и имеют полиэдрическую структуру, но по внешнему виду различную (сравним рис. П1.11, а и б).

Превращение сплава, содержащего углерода более 0,01%, но менее 0,02% (сплав K_2), показано второй кривой охлаждения. Этот сплав отличается тем, что после $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (интервал 3–4) при дальнейшем охлаждении вертикаль сплава пересекает линию PQ в точке 5 . Выше этой точки сплав не насыщен углеродом. Ниже точки 5 сплав не может сохранять данную концентрацию

углерода в растворе, происходит выделение избыточного углерода в виде высокоуглеродистой фазы – цементита. Этот процесс продолжается непрерывно при охлаждении и вызывает обеднение α -твердого раствора углеродом до 0,01%. Выделяющийся из феррита цементит называется третичным цементитом (в отличие от первичного цементита, который выделяется из жидкости, и вторичного цементита, выделяющегося из аустенита).

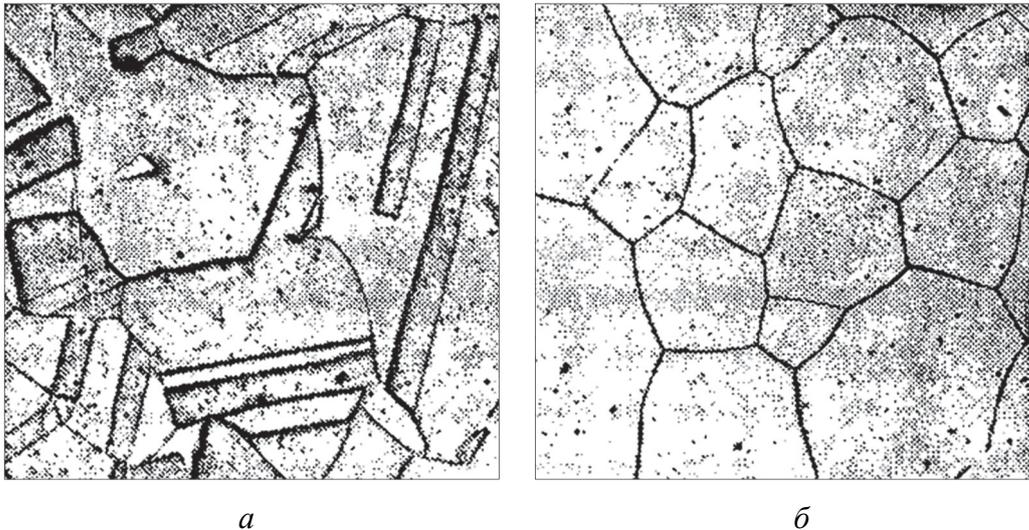
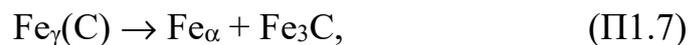


Рис. П1.11. Микроструктура железа (увеличение в 400 раз):
a – аустенит; *б* – феррит

Рассмотрим превращение аустенита в сплавах, более богатых углеродом, в первую очередь в сплавах с концентрацией, соответствующей эвтектоидной (рис. П1.12, сплав с 0,8% углерода). В случае охлаждения аустенита до точки *1* (*S*) никаких превращений в нем не происходит. Точка *5* (727°C) показывает минимальную температуру равновесного существования аустенита. При этой температуре начинается эвтектоидный распад аустенита, образование феррита и цементита.

Если пренебречь содержанием углерода в феррите в момент превращения (0,02% C), то реакцию можно записать следующим образом:



или



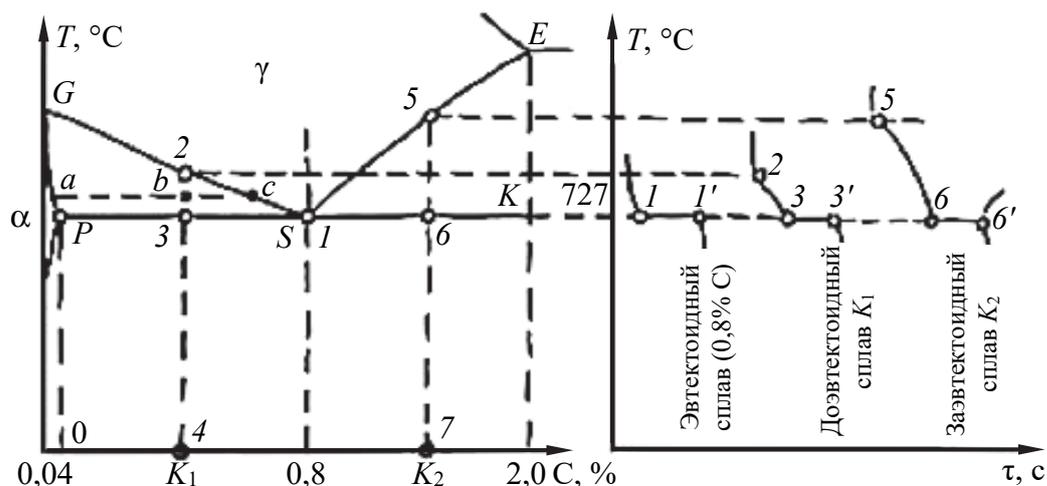


Рис. П1.12. Часть диаграммы состояния «железо – углерод». Вторичная кристаллизация сталей

В результате превращения получается перлит, структура которого состоит из чередующихся пластинок и цементита (рис. П1.13).

Сплав K₁, содержащий, например, 0,5% углерода, имеет избыток железа по сравнению с эвтектоидной концентрацией. Поэтому превращение аустенита начинается с выделения феррита. Точка 2, лежащая на линии GS, соответствует началу этого процесса. При дальнейшем охлаждении выделение феррита, почти не содержащего углерода, вызывает обогащение углеродом остающегося аустенита. Концентрация аустенита меняется по кривой GS (рис. П1.12).



Рис. П1.13. Структура перлита (увеличение в 1000 раз)

В точке b имеем феррит и аустенит. Концентрация феррита определяется проекцией точки a , а аустенита – проекцией точки c . Количество этих фаз характеризуется отношением отрезков:

$$\frac{\text{Количество феррита}}{\text{Количество аустенита}} = \frac{bc}{ab}. \quad (\text{П1.9})$$

При достижении сплавом точки 3 состав аустенита примет эвтектоидную концентрацию, и при постоянной температуре будет происходить превращение аустенита в перлит (горизонтальный участок $3-3'$ на кривой охлаждения). После окончания превращения структура стали будет состоять из феррита и перлита (рис. П1.14).

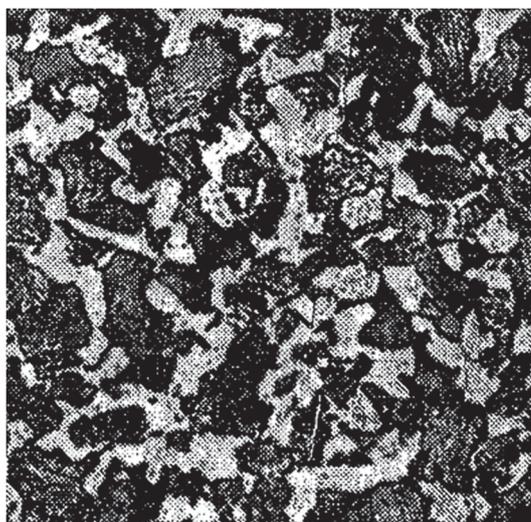


Рис. П1.14. Структура доэвтектоидной стали (0,4% С), состоящей из феррита и перлита (увеличение в 250 раз)

Количество феррита и перлита зависит от содержания углерода в стали. При содержании углерода менее 0,02% структура состоит из одного феррита, при содержании углерода 0,8% – из одного перлита, при промежуточном содержании углерода – из феррита и перлита. Чем больше углерода, тем больше в структуре стали перлита. Микроструктуры, приведенные на рис. П1.15, показывают эту закономерность.

Метод определения содержания углерода по площади, занимаемой в структуре ферритом и перлитом, широко применяют на практике, и он конкурирует с химическим.

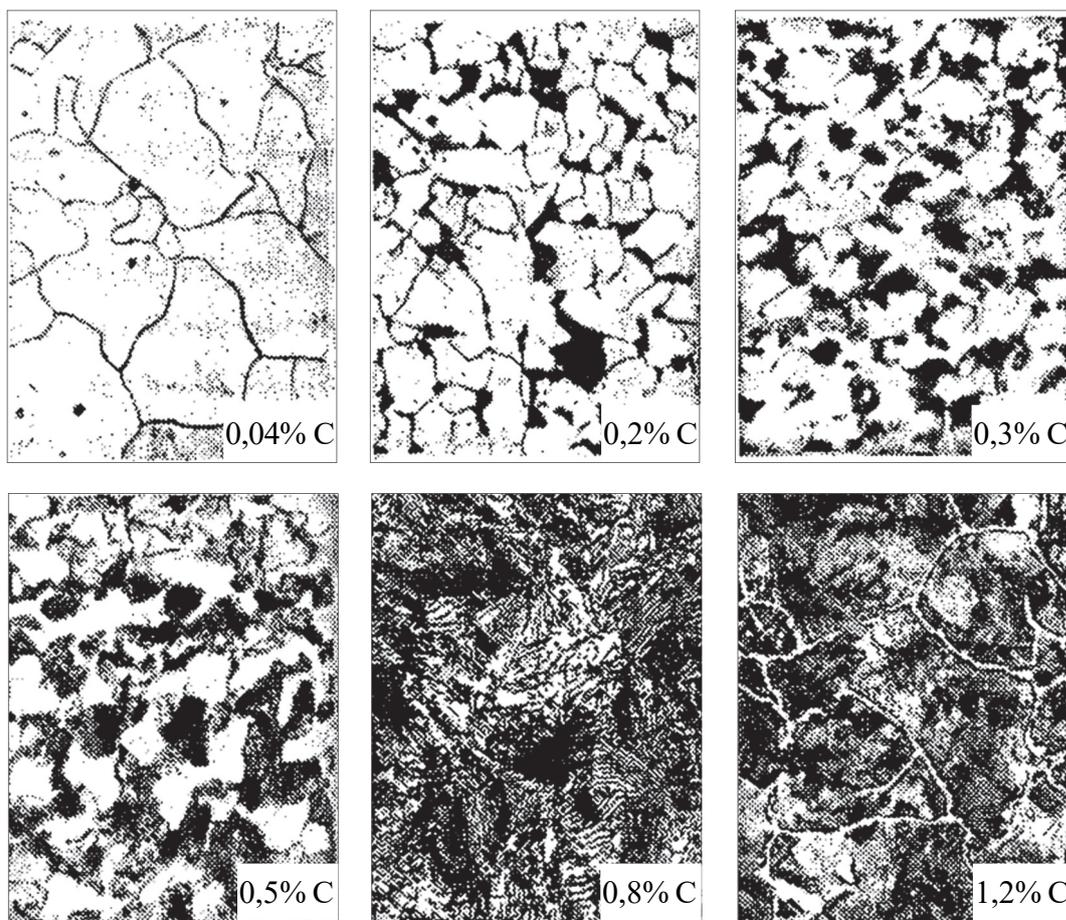


Рис. П1.15. Структура сталей с различным содержанием углерода (увеличение в 200 раз)

Сплав, содержащий углерода больше 0,8%, показан вертикальной линией K_2 (см. рис. П1.12 на с. 119). Превращение аустенита начинается в точке 5, когда из аустенита выделяется цементит.

При выделении цементита аустенит обедняется углеродом в соответствии с линией ES , показывающей предельное насыщение аустенита углеродом.

В точке b начинается образование перлита, которое происходит при постоянной температуре (горизонтальный участок $b-b'$ на кривой охлаждения). В результате получается структура, состоящая из цементита, который выделяется по границам зерен в виде сетки, и перлита (рис. П1.16). Чтобы не спутать цементит с ферритом, прибегают к специальному травителю – пикрату натрия, который окрашивает цементит в черный цвет, феррит при этом не окрашивается (рис. П1.16, б).

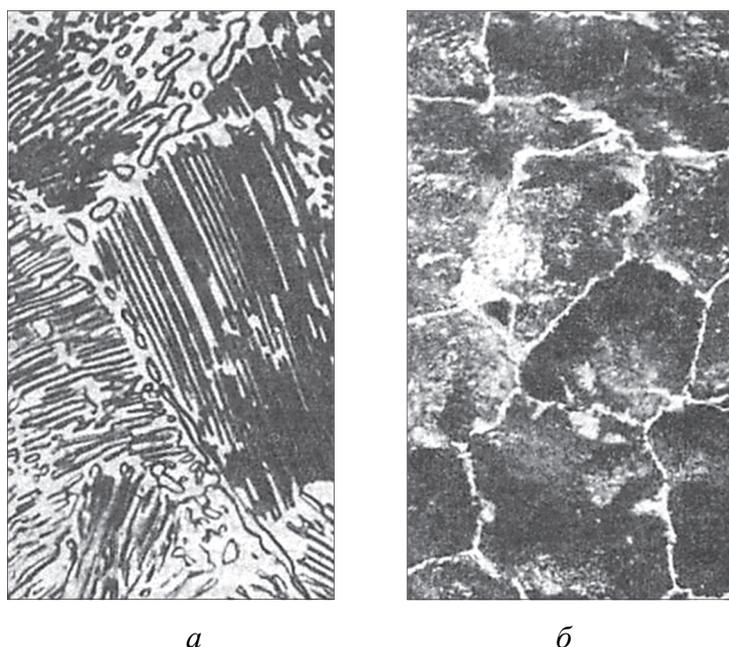


Рис. П1.16. Структура заэвтектоидной стали:
 а – вторичный зернистый цементит;
 б – цементит в виде сетки по границам зерен

Различают три группы сталей: эвтектоидные, содержащие около 0,8% углерода, структура которых состоит только из перлита; доэвтектоидные, содержащие меньше 0,8% углерода, структура которых состоит из феррита и перлита, и заэвтектоидные, содержащие от 0,8 до 2,0% углерода, структура которых состоит из перлита и цементита.

Рассмотрим превращения, совершающиеся в высокоуглеродистых сплавах – чугунах (рис. П1.17). После окончания первичной кристаллизации структура данных сплавов состоит из ледебуритной эвтектики и первичных образований аустенита или цементита.

И первичный аустенит, и аустенит, входящий в эвтектику, к моменту окончания кристаллизации содержат максимальное количество углерода в растворе (2,14%). При более низких температурах такое количество углерода не может содержаться в растворе, и при охлаждении до 1147°C углерод выделяется из аустенита в виде вторичного цементита. Концентрация углерода в аустените изменяется в соответствии с положением линии *ES*. Наконец, на линии *PSK* аустенит, независимо от того, в какой структурной форме он существует (т. е. является ли он избыточным аустенитом или аустенитом эвтектики), претерпевает перлитное превращение.

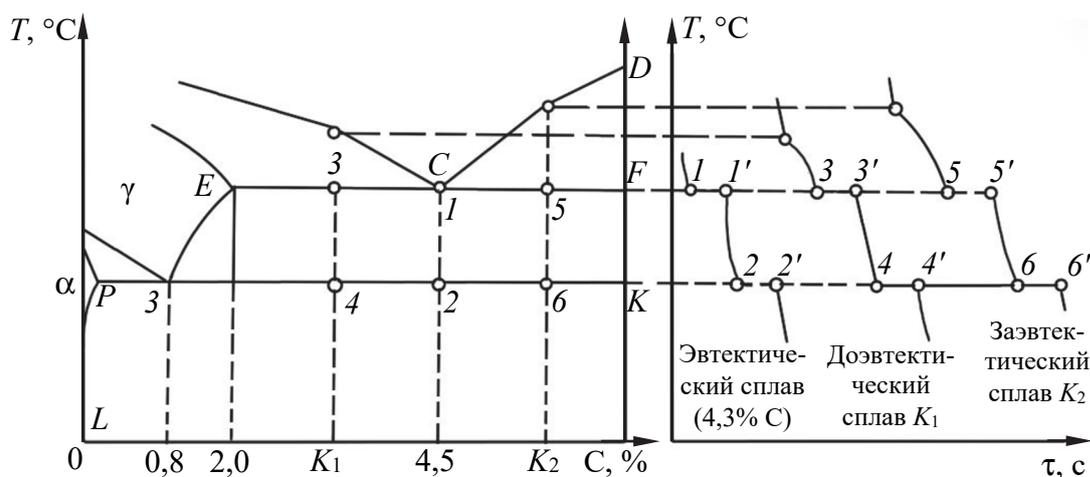


Рис. П1.17. Часть диаграммы состояния «железо – углерод». Вторичные превращения в высокоуглеродистых сплавах (чугунах)

Рассмотрим конкретные сплавы, кривые охлаждения которых изображены на правом участке диаграммы «железо – углерод» (рис. П1.17). По окончании кристаллизации сплав, содержащий 4,3% углерода, имеет чисто эвтектическую структуру. При его охлаждении с 1147 до 727°C (от точки 1 до точки 2) из аустенита, входящего в состав эвтектики, выделяется цементит, который обычно структурно не обнаруживается, так как объединяется с цементитом эвтектического происхождения.

В точке 2, т. е. при 727°C, аустенит эвтектики имеет концентрацию, равную 0,8%, и при этой температуре происходит перлитное превращение. Следовательно, ниже 727°C ледебурит представляет собой смесь цементита и перлита.

ПРИЛОЖЕНИЕ 2

ДОМАШНЕЕ ЗАДАНИЕ

Предоставленное домашнее задание в рамках дисциплины «Материаловедение и технология конструкционных материалов» должно состоять из расчетно-пояснительной записки и чертежей. Количество и характер чертежей определяются программой курса для соответствующих специальностей. В домашнем задании по материаловедению и технологии конструкционных материалов необходимо выполнить чертежи на двух листах формата А4, из которых чертеж детали – на первом листе, чертеж заготовки – на втором.

Расчетно-пояснительная записка должна содержать:

- 1) титульный лист;
- 2) техническое задание с исходными данными;
- 3) оглавление;
- 4) введение;
- 5) обоснование способа получения заготовки;
- 6) разработку технологического маршрута изготовления детали;
- 7) проектирование заготовки;
- 8) разработку технологического процесса термической обработки;
- 9) операционную карту термической обработки детали (ГОСТ 3.1405–86 «Единая система технологической документации. Формы и требования к заполнению и оформлению документов на технологические процессы термической обработки»);
- 10) список использованной литературы.

Объем расчетно-пояснительной записки должен составлять 20–25 листов текста, набранного на компьютере.

Каждый студент получает и выполняет индивидуальное задание на проект, включающее эскиз детали, тип производства детали и технические требования на термообработку.

Расчетно-пояснительная записка выполняется на стандартных листах белой бумаги формата А4 (210×297 мм). Первый лист оформляется как титульный. Внизу каждого последующего листа вычерчивается угловой штамп для указания номера листа. Нумерация страниц сквозная.

Текст расчетно-пояснительной записки печатается шрифтом Times New Roman, размером 14 пт, через одинарный междустрочный интервал, с соблюдением размеров полей, мм: левое – 23, правое – 10, верхнее – 20, нижнее – 15. Абзацный отступ должен быть одинаковым по всему тексту и равен 12,5 мм.

В целях облегчения проверки расчетов формулы рекомендуются оформлять в следующем виде. Сначала записывается формула в буквах и символах, затем та же формула без всяких алгебраических преобразований приводится в цифрах, после этого – результат вычисления. Например, при определении массы детали расчет следует оформлять так:

$$m = \rho \cdot V = 7,8 \cdot 100 = 780 \text{ г}, \quad (\text{П2.1})$$

где ρ – плотность материала детали, кг/см³; $V = 100$ см³ – объем детали.

При выполнении чертежей необходимо руководствоваться ГОСТами на машиностроительные чертежи. Чертежи деталей должны быть вычерчены (по возможности) в натуральную величину с необходимым количеством проекций и разрезов. Чертежи деталей, имеющих малые размеры, рекомендуется выполнять в увеличенном масштабе, установленном ГОСТом. На чертеже детали должны быть нанесены все необходимые для ее изготовления размеры; предельные отклонения размеров, формы и расположения; шероховатость поверхностей; марка материала; предельные значения твердости.

Во избежание брака при обработке детали любой действительный ее размер, получаемый измерением, должен находиться между предельными размерами, обусловленными величиной допуска. Наибольшим и наименьшим предельными размерами называют такие размеры, между которыми может колебаться действительный размер. Допуск представляет собой разность между наибольшим и наименьшим предельными размерами.

Предельные отклонения линейных размеров могут быть указаны на чертежах одним из трех способов:

– условными обозначениями полей допусков по ГОСТ 25347–89 «Основные нормы взаимозаменяемости. Единая система допусков и посадок. Поля допусков и рекомендуемые посадки», например $\varnothing 18\text{H7}$;

– числовыми значениями предельных отклонений, например $\varnothing 18^{+0,018}$; $\varnothing 12_{-0,059}^{-0,032}$;

– условными обозначениями полей допусков с указанием справа в скобках числовых значений предельных отклонений, например $\varnothing 18H7^{(+0,018)}$.

При записи предельных отклонений числовыми значениями верхнее отклонение располагают над нижним, например $60_{-0,04}^{+0,12}$; $60_{-0,195}^{-0,095}$. Предельные отклонения, равные нулю, не указывают, например $60^{+0,2}$; $60_{-0,2}$. При равенстве верхнего и нижнего значений отклонения обозначают знаком « \pm », например $100 \pm 0,5$.

Шероховатость поверхности – совокупность неровностей обработанной поверхности. Основными параметрами шероховатости являются R_a и R_z . Параметр R_a – среднее арифметическое отклонение профиля обработанной поверхности, R_z – высота неровностей профиля по десяти точкам (5 выступов, 5 впадин). Обозначение шероховатости поверхностей на чертежах производится в соответствии с ГОСТ 2.309–73 «Единая система конструкторской документации. Обозначения шероховатости поверхностей».

Поверхности отливок, поковок, штамповок и проката, к которым не предъявляется особых требований в отношении шероховатости, на чертежах обозначают знаком $\sqrt{\quad}$.

Обозначение на чертежах показателей свойств материалов, получаемых в результате термической и других видов обработки (химико-термическая обработка, наклеп и т. д.), осуществляется согласно ГОСТ 2.310–68 «Единая система конструкторской документации. Нанесение на чертежах обозначений покрытий, термической и других видов обработки».

На чертежах деталей, подвергаемых термической и другим видам обработки, приводят показатели свойств материалов, полученных в результате обработки, например твердость (HRC, HB, HV), предел прочности (σ_B) и т. п. Глубину обработки обозначают буквой « h ». Глубины обработки и твердости материалов на чертежах указывают предельными значениями «от ... до», например $h 0,7-0,9$; HRC 40–46.

Если все изделия подвергаются одному виду обработки, то в технических требованиях записывают: «HRC 40–45», «Цементировать $h 0,7-0,9$; HRC 58–62», «Отжечь» и т. п. Если большую часть поверхностей подвергают одному виду обработки, а остальные поверхности – другому виду обработки или предохраняют от нее, то в

технических требованиях делают запись по типу: «HRC 40–45, кроме поверхности А» (рис. П2.1, а) или «HRC 30–35, кроме места, обозначенного особо» (рис. П2.1, б).

Допускается на чертежах приводить виды обработки, если они являются единственными, гарантирующими требуемые свойства материала и долговечность изделия. В этих случаях наименование обработки указывают словами или условными сокращениями, принятыми в научно-технической литературе (рис. П2.2).

Более подробно о нанесении на чертежах свойств материалов изложено в ГОСТ 2.310–68.

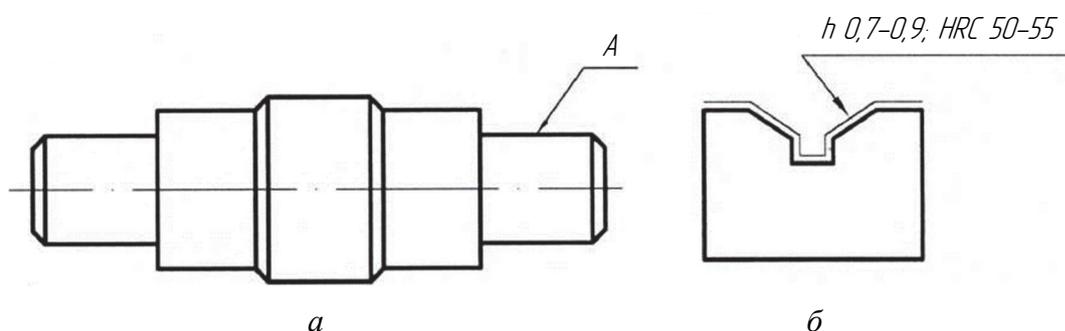


Рис. П2.1. Нанесение на чертежах показателей свойств материала:
 а – обозначение поверхности для исключения термической обработки;
 б – обозначение поверхности с особым видом термической обработки

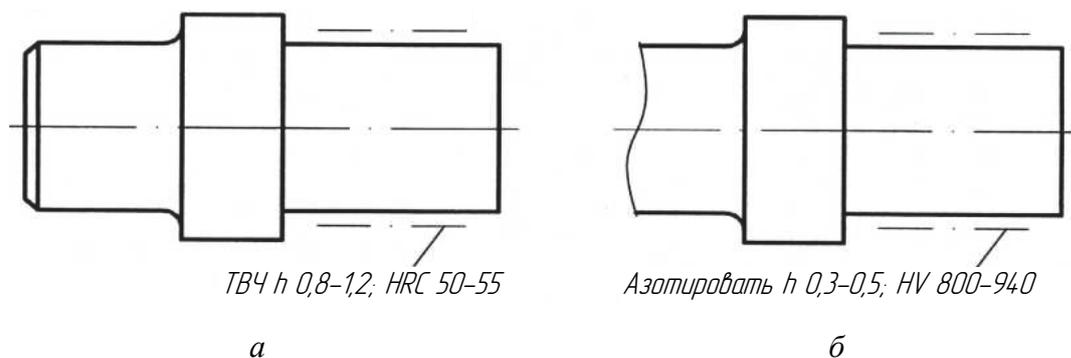


Рис. П2.2. Нанесение на чертежах вида обработки:
 а – обозначение вида обработки условными обозначениями;
 б – обозначение вида обработки наименованием

Работу над домашним заданием рекомендуется выполнять в следующей последовательности.

1. Ознакомление с техническим заданием. Подбор литературы, необходимой для проектирования. Анализ исходных данных.

При этом следует обратить внимание на тип производства, материал детали. Важно ознакомиться с принципами выбора типа производства и материала детали.

2. Разработка технологического маршрута изготовления детали. Выбор оборудования, оснастки и инструмента на основании справочной литературы.

3. Обоснование способа получения заготовки. Для этого необходимо учесть материал детали, тип производства, размеры и конструкцию детали, условия ее эксплуатации.

4. Выполнение необходимых расчетов для разработки чертежа заготовки и его вычерчивание.

5. Ознакомление и анализ видов термической обработки стальных деталей, обоснование выбранных видов термообработки.

6. Выбор технологического оборудования для термической операции на основании литературы и справочных данных.

7. Окончательное оформление технологического процесса термообработки в виде операционной карты (ГОСТ 3.1405–86).

8. Окончательное выполнение чертежей, указанных в задании.

9. Окончательное оформление расчетно-пояснительной записки.

10. Подготовка к защите домашнего задания.

Согласно техническому заданию, материал детали указывается в основной надписи эскиза детали.

При анализе материала детали необходимо расшифровать марку и основные физико-механические характеристики материала, выявить основные факторы внешней среды, с которой контактирует деталь (температура, агрессивность окружающей атмосферы, условия смазки и т. д.), характер действующих нагрузок. Материал должен удовлетворять эксплуатационным и экономическим требованиям.

Тип производства – это классификационная категория производства, выделяемая по признакам широты номенклатуры, регулярности, стабильности и объема выпуска изделий. В машиностроении различают три типа производства: единичное, серийное и массовое.

В *единичном производстве* выпускают изделия широкой номенклатуры в небольших количествах или индивидуально. Изготовление однотипных деталей совсем не повторяется или повторяется через определенные промежутки времени. При изготовлении деталей, как правило, используется универсальное оборудование.

В *серийном производстве* изготавливают партии деталей, регулярно повторяющиеся через определенные промежутки времени. В зависимости от размера партии различают мелко-, средне- и крупносерийное производство. При этом используется специализированное оборудование.

Для *массового производства* характерно изготовление большого количества однотипных деталей на специальном оборудовании.

Тип производства указывается в задании согласно рекомендациям производственных предприятий и обусловлен количеством деталей в партии (программой выпуска). Большинство деталей автомобильной и дорожной техники (валы, зубчатые колеса, шестерни, рычаги, оси, стаканы) изготавливаются партиями различных размеров, т. е. тип производства серийный.

Во введении излагаются общие положения о состоянии, перспективах и основных направлениях развития машиностроения, а также о термической обработке материалов, ее целях и месте в технологическом процессе изготовления деталей.

Правильный выбор вида заготовки оказывает непосредственное влияние на рациональное построение технологического процесса изготовления детали, способствует уменьшению отходов и экономии ресурсов. На выбор метода получения заготовки влияют назначение детали и технические требования на ее изготовление, материал детали, тип производства, форма ее поверхности и размеры. При выборе заготовки необходимо решить следующие задачи:

- установить способ получения заготовки;
- рассчитать припуски на обработку каждой поверхности;
- определить размеры и назначить допуски на размеры заготовки;
- разработать чертеж заготовки.

Все решения должны учитываться одновременно, так как между ними существует тесная связь.

При выборе способа получения заготовки следует стремиться к максимальному приближению формы и размеров заготовки к параметрам готовой детали и снижению трудоемкости заготовительных операций.

В машиностроении и ремонтном производстве применяются следующие виды заготовок: сортовой прокат, штамповки, отливки, поковки, а также комбинированные (штампосварные, литые в сочетании со сваркой).

Крепежные детали, пальцы, толкатели клапанов, ролики, шарики, мелкие ступенчатые валики и тому подобные детали необходимо

проектировать в массовом, серийном производстве из прутка соответствующего диаметра.

Одним из производительных способов получения заготовок является штамповка на горизонтально-ковочных машинах (ГКМ) (до 400 поковок в час). Штамповкой на ГКМ получают поковки массой 0,1–100,0 кг с максимальным диаметром 315 мм. Кроме ГКМ, в качестве оборудования для штамповки применяют молоты и прессы.

Допуски и припуски на поковки регламентируются ГОСТ 7505–89 «Поковки стальные штампованные. Допуски, припуски и кузнечные напуски».

На ГКМ изготавливаются следующие поковки: зубчатые колеса, шестерни, конические шестерни с валом; цилиндрические шестерни с валом, кольца, втулки, шестерни с фланцем и т. д. (рис. П2.3). В том случае, когда поковку невозможно технологически выполнить на ГКМ, необходимо проектировать штамповку на кривошипных прессах. На прессах штампуют детали весом до 200 кг типа плоских поковок, шестерен, крестовин, ступенчатых валов, валов-шестерен, поворотных кулаков, рычагов, шатунов, коленчатых валов и т. д. (рис. П2.4).

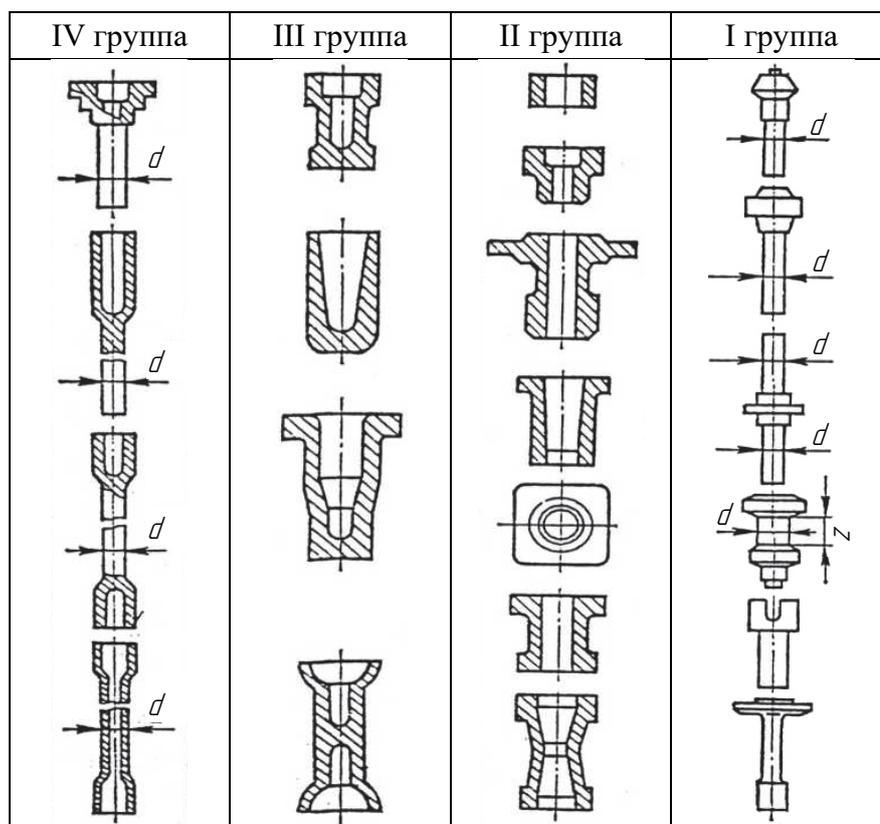


Рис. П2.3. Классификация поковок, получаемых на ГКМ

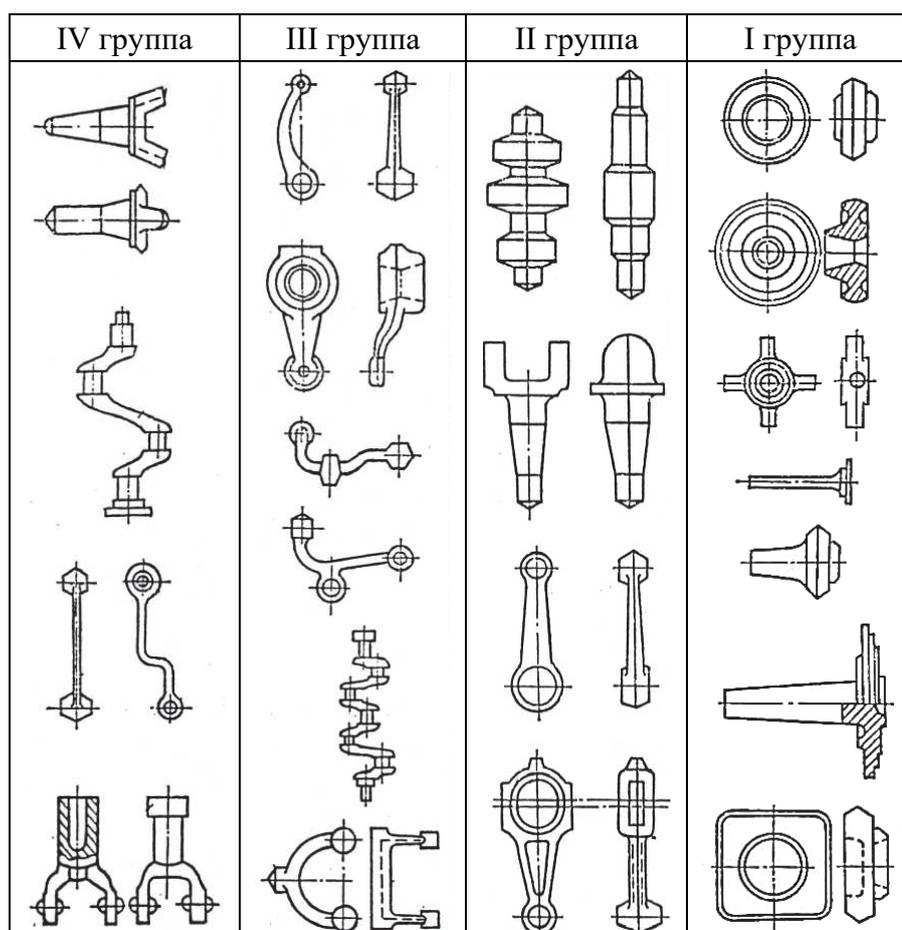


Рис. П2.4. Классификация поковок, штампуемых на молотах и горячештамповочных прессах

Штамповка на кривошипных прессах в 2–3 раза производительнее, а припуски и допуски на 20–35% ниже по сравнению со штамповкой на молотах, расход металла поковки снижается на 10–15%. Допуски и припуски заготовок, штампуемых на кривошипных прессах, принимают по ГОСТ 7505–89.

На рис. П2.3, П2.4 деление деталей на I, II, III, IV группы произведено с учетом сложности поковок и точности их изготовления. Кроме того, к I группе относятся детали массового производства и высокой точности изготовления; ко II и III группам – детали серийного производства обычной и высокой точности.

При выборе литой заготовки в первую очередь следует определить класс точности в зависимости от типа производства и способа получения отливки.

Чугунные детали рекомендуется выполнять литьем в песчано-глинистые формы. Стальные отливки сложной формы весом

50–500 г желательно отливать по выплавляемым моделям. В металлических формах (кокилях) отливаются детали главным образом из алюминия массой от 5 г до 500 кг. Литье в металлических формах под давлением производится для цинковых, алюминиевых, магниевых и латунных сплавов. Под давлением отливают блоки цилиндров, поршни, корпуса коробок передач, втулки, кольца и др.

В данном домашнем задании заготовки для автомобильных деталей серийного производства рекомендуется выполнять штамповкой.

Разработка технологического маршрута изготовления детали

Основной задачей этого этапа проекта является составление общего плана (маршрута) получения детали, начиная с заготовительной операции и заканчивая окончательным получением детали с заданными размерами и техническими параметрами. Маршрут обработки можно представить в виде следующей общей схемы: заготовительная операция → предварительная термическая обработка → черновая механическая обработка → окончательная термическая обработка → чистовая механическая обработка → контроль.

В данной домашней работе технологический маршрут изготовления детали необходимо представить в виде табл. П2.1.

Таблица П2.1

Технологический маршрут изготовления детали

№ п/п	Операция	Цех (участок)	Оборудование	Инструмент
1	Заготовительная	Заготовительный	Пресс-ножницы	Нож
2	Изготовление заготовки (ковка)	Кузнечный	Ковочный молот	–
...
<i>n</i>	Контроль

Разработка технологического процесса термической обработки детали

В рамках домашнего задания по дисциплине «Материаловедение и технология конструкционных материалов» наиболее важным является этап по разработке операций термической обработки детали с выбором необходимого оборудования, оснастки и инструмента.

Технологический процесс – это совокупность последовательных действий по изменению физико-механического состояния предметов труда с целью придания необходимых технических характеристик. Разработка технологического процесса термообработки начинается с изучения технических условий на изделие. Обычно в технических условиях указывается твердость поверхности изделия, толщина слоя после термической обработки, величина допустимой деформации и другие показатели. После изучения технических условий выбирают основные операции термической обработки, тип оборудования, инструмент и т. д.

Технологический процесс термической обработки деталей включает в себя подготовительные, основные, отделочные и контрольные операции.

Подготовительные операции – комплекс мероприятий, направленных на предохранение изделий от образования трещин и других видов дефектов, например обезжиривание деталей перед азотированием, укладка их в поддоны, защита и изоляция отдельных мест и т. д.

Основные операции включают в себя нагрев изделий для закалки, нормализации, отжига, отпуска, химико-термической обработки и т. д., выдержки и охлаждения. Выбор вида термической обработки обуславливается техническими требованиями к поверхностям деталей по физико-механическим свойствам.

Отделочные операции состоят из очистки поверхности деталей, рихтовки и правки после коробления и т. д.

Контрольные операции являются заключительными в технологическом процессе. В них входят контроль твердости, толщины слоя после химико-термической обработки и закалки токами высокой частоты и т. п. Контроль осуществляется как представителями организации-изготовителя, так и заказчика.

Разработка технологических процессов термической обработки в общем случае включает в себя следующие работы: определение последовательности и содержания технологических операций, назначение и расчет режимов обработки, выбор оборудования, нормирование процесса, выбор средств контроля и испытаний, оформление рабочей документации на технологический процесс.

Все виды термической обработки в зависимости от назначения делятся на предварительные и окончательные.

Предварительная термическая обработка проводится для улучшения обрабатываемости материала режущим инструментом, повышения его пластичности, снятия внутренних напряжений и улучшения структуры. Предварительной термообработке подвергаются заготовки деталей машин. К видам предварительной термической обработки, как правило, относятся: отжиг, нормализация, улучшение. Краткая характеристика видов предварительной термической обработки и область их применения представлены в табл. П2.2.

Таблица П2.2

Виды предварительной термической обработки

Наименование обработки	Краткая характеристика и применение	Режим
Отжиг	Медленное охлаждение нагретой стали (с печью, в горячей золе, песке, цементе и т. п.). В зависимости от температуры нагрева подразделяется на полный, неполный, диффузионный и рекристаллизационный	Скорость охлаждения до 50–100°С/ч для углеродистых и 20–60°С/ч для легированных сталей, затем охлаждение на воздухе
Полный отжиг	Выравнивает структуру по всей площади сечения; снижает твердость и облегчает обрабатываемость; снимает внутренние напряжения; ликвидирует перегрев, измельчая структуру. Применяется для поковок и отливок только из доэвтектоидных сталей	Температура нагрева на 30–50°С выше A_{c3}
Неполный отжиг (сфероидизация)	Обеспечивает получение зернистого перлита, обладающего лучшей обрабатываемостью, чем пластинчатый перлит. Предназначен только для эвтектоидных и заэвтектоидных сталей	Температура нагрева на 30–40°С выше A_{c1}
Диффузионный (гомогенизационный) отжиг	Выравнивает химический состав по всему сечению. Применяется для отливок из легированных доэвтектоидных сталей	Температура нагрева на 150–200°С выше A_{c3} , с длительной выдержкой
Рекристаллизационный отжиг	Снимает наклеп, увеличивая пластичность и уменьшая твердость; улучшает обрабатываемость. Используется для всех сталей после холодной штамповки либо грубой механической обработки	Температура нагрева на 20–50°С ниже A_{c1}

Окончание табл. П2.2

Наименование обработки	Краткая характеристика и применение	Режим
Нормализация	Выравнивает и измельчает структуру; улучшает механические свойства стали; разрушает карбидную сетку у заэвтектоидных сталей. Применяется после горячей или грубой механической обработки стали, перед цементацией и после нее	Нагрев на 30–80°С выше A_{c3} ($A_{c.ст}$), охлаждение на спокойном воздухе

Окончательная (упрочняющая) термическая обработка проводится для придания требуемых эксплуатационных характеристик (твердость, износостойкость и т. д.) поверхностям деталей машин. Все детали, подвергаемые окончательной (упрочняющей) термообработке, можно разделить на две группы. К первой относятся детали, работающие на трение, поэтому проведенная термическая обработка должна обеспечить необходимую твердость, износостойкость поверхностного слоя. Ко второй группе относятся детали, испытывающие при работе значительные нагрузки различного характера: растягивающие, изгибающие, крутящие, контактные.

В деталях, испытывающих в процессе эксплуатации растягивающие и сжимающие нагрузки, напряжения по сечению распределены более или менее равномерно. Для таких деталей применяют сквозную закалку и отпуск.

В деталях, работающих на изгиб, кручение или при высоких контактных нагрузках, сквозное упрочнение сечения не обязательно, но желательно поверхностное упрочнение при сохранении вязкой сердцевины.

Краткая характеристика видов окончательной термической обработки и область их применения представлены в табл. П2.3.

Термическая обработка представляет собой совокупность операций нагрева, выдержки и охлаждения металлических изделий с целью изменения структуры и свойств сплавов. Режимы процесса термической обработки являются: максимальная температура нагрева, время нагрева, время выдержки сплава при температуре нагрева и скорость охлаждения.

Таблица П2.3

Виды окончательной термической обработки

Наименование обработки	Краткая характеристика и применение	Режим
Закалка	Охлаждение стали, нагретой до температуры выше A_{c1} , A_{c3} . Повышает твердость, прочность и износостойкость; измельчает структуру. Стали с содержанием углерода менее 0,3% перед закалкой подвергаются поверхностному науглероживанию (цементации), а с содержанием углерода 0,3% и более закаливаются без дополнительной обработки. В зависимости от температуры нагрева закалка подразделяется на полную и неполную. Широко применяется для всех групп сталей	Скорость охлаждения и охлаждающая среда (вода, масло, воздух и т. п.) назначаются в зависимости от химического состава стали и требований, предъявляемых к детали
Полная закалка	Используется для эвтектоидных и доэвтектоидных сталей, обеспечивая максимально возможную твердость	Температура нагрева на 30–50°C выше A_{c3}
Неполная закалка	Применяется для заэвтектоидных сталей, обеспечивая им максимально возможную твердость	Температура нагрева на 30–50°C выше A_{c1}
Поверхностная закалка	Повышает твердость только поверхностного слоя. Используется в тех случаях, когда необходима высокая износостойкость поверхности и мягкая сердцевина детали	Нагрев поверхностного слоя при помощи токов высокой частоты или горелок до температуры выше A_{c3} с последующим быстрым охлаждением
Отпуск	Производится немедленно после закалки с целью придания стали необходимых механических свойств. В зависимости от температуры нагрева подразделяется на низкий, средний и высокий	Нагрев ниже A_{c1} , скорость охлаждения назначается в зависимости от химического состава стали
Низкий отпуск	Уменьшает внутренние напряжения, возникшие в процессе закалки, без заметного снижения твердости и хрупкости. Применяется для изготовления режущего инструмента, не подвергающегося ударам; измерительного инструмента; поверхности деталей, работающих в условиях трения	Температура нагрева 150–250°C. Для специальных легированных сталей интервал температур иной

Продолжение табл. П2.3

Наименование обработки	Краткая характеристика и применение	Режим
Средний отпуск	Уменьшает внутренние напряжения и хрупкость, возникшие в процессе закалки, при некотором понижении твердости. Используется для изготовления режущего инструмента, подвергающегося ударным нагрузкам; пружин	Температура нагрева 300–500°C. Для специальных легированных сталей интервал температур иной
Высокий отпуск	Уменьшает внутренние напряжения и хрупкость, возникшие в процессе закалки; увеличивает вязкость и значительно понижает твердость; после высокого отпуска возможна обработка лезвийным инструментом. Применяется для изготовления ответственных деталей машин, валов, шатунных болтов и т. п.	Температура нагрева 500–700°C. Для специальных легированных сталей интервал температур иной
Улучшение	Двойная термическая обработка, состоящая из закалки и высокого отпуска	См. закалку и высокий отпуск
Искусственное (прерывистое) старение	Стабилизирует размеры детали. Используется после отпуска при обработке особо точных изделий, например калибров, прецизионных деталей топливной аппаратуры	Нагрев до 110–140°C, выдержка 2–3 ч, охлаждение в масле при 20–25°C. Операция повторяется 4 раза. Иногда заменяется выдержкой до 100 ч
Обработка холодом	Увеличивает твердость, переводя остаточный аустенит в мартенсит. Применяется немедленно после закалки (до отпуска) для деталей ответственного назначения и инструмента, изготовленного из углеродистых и легированных сталей с содержанием углерода свыше 0,6%. После обработки холодом необходим низкий отпуск	Температура охлаждения от –20 до –100°C в зависимости от химического состава стали
Цементация (науглероживание)	Насыщение поверхностного слоя детали углеродом до концентрации 0,8–1,0%. Обеспечивает получение (после закалки) изделия с высокой твердостью и износостойкостью на поверхности и с вязкой сердцевиной. Используется для деталей, изготовленных из малоуглеродистых сталей (с содержанием углерода до 0,25%)	Нагрев деталей в герметически закрытой среде твердого или газообразного карбюризатора на 50–80°C выше A_{c3} , выдержка с медленным охлаждением

Окончание табл. П2.3

Наименование обработки	Краткая характеристика и применение	Режим
Азотирование	Насыщение поверхностного слоя детали азотом после предварительного улучшения. Придает высокую твердость (80–85 HRA), износостойкость и коррозионную стойкость поверхностному слою изделия при минимальном его короблении и не требует последующей обработки	Нагрев деталей в атмосфере аммиака при 500–700°C с последующим охлаждением в парах аммиака до 100°C
Нитроцементация	Одновременное насыщение поверхностного слоя детали азотом и углеродом. В зависимости от температуры нагрева подразделяется на низкотемпературную (для повышения износостойкости режущего инструмента) и высокотемпературную (для создания износостойких деталей из малоуглеродистых легированных сталей)	Температура нагрева: а) 550–600°C без последующей термообработки (низкотемпературная); б) 850–870°C с последующей закалкой и низким отпуском (высокотемпературная)

Температуру нагрева для различных видов термической обработки назначают: для углеродистых сталей по диаграмме «железо – цементит», для легированных сталей по справочникам или государственным стандартам. Для определения ориентировочной температуры нагрева можно использовать диаграмму.

Время нагрева стальных заготовок и деталей до заданной температуры зависит от ряда факторов, а именно: химического состава стали, размеров максимального сечения, теплопроводности, площади поверхности контакта с нагревающей средой и т. д. Ориентировочные нормы времени для нагрева стальных деталей приведены в табл. П2.4.

Время выдержки изделий при температуре нагрева зависит от многих факторов. Ориентировочно время выдержки деталей и заготовок в пламенных и электрических печах берется в пределах 1,0–1,5 мин на 1 мм сечения детали. Допустимо принимать время выдержки равным $1/5$ от времени нагрева. Время выдержки при отпуске назначается согласно табл. П2.5. Время выдержки при цементации или азотировании выбирается в соответствии с требованиями на толщину цементированного или азотированного слоя.

Таблица П2.4

Время нагрева изделий из углеродистой и легированной сталей

Наименование агрегата	Температура нагрева, °С	Время нагрева на 1 мм условного диаметра изделия, с	
		из углеродистой стали	из легированной стали
Пламенная печь	800–900	60–70	65–80
Электропечь	750–820	60–65	70–75
	820–880	50–55	60–65
Соляная ванна	770–820	12–14	18–20
	820–880	10–12	8–10
	1240–1280	6–8	8–10
Свинцовая ванна	770–820	6–8	8–10
	820–880	5–7	7–8

Продолжительность выдержки при цементации в твердом карбюризаторе (с момента достижения температуры цементации 950°С) ориентировочно определяется из расчета 0,10–0,15 мм/ч. При газовой цементации (при 950°С) продолжительность выдержки берется исходя из опытных данных:

- 1) толщина слоя – 0,75; 1,5; 2,0; 2,5; 3,0; 3,5 мм;
- 2) время выдержки – 1; 4; 7; 12; 16; 22 ч.

Таблица П2.5

Время выдержки при отпуске деталей

Температура отпуска, °С	Время отпуска в электропечах, мин	Время отпуска в соляных ваннах, мин
300	120 мин + 1 мин на 1 мм условной толщины	120
300–400	20 мин + 1 мин на 1 мм условной толщины	15–20
400–680	10 мин + 1 мин на 1 мм условной толщины	3 мин + 0,4 мин на 1 мм условной толщины

При проведении поверхностной закалки токами высокой частоты (ТВЧ) определяется необходимая частота тока, от которой зависит глубина закаливаемого слоя, подбирается тип установки с определенными параметрами.

Величина тока может быть ориентировочно принята по табл. П2.6. Для поверхностного нагрева стали под закалку следует применять сравнительно большую удельную мощность (до 2 кВт/см²) и сравнительно малое время нагрева (2–10 с). При этом скорость нагрева лежит в

пределах 15–300°C/с. Снижение удельной мощности и увеличение времени нагрева обуславливают получение более глубокого нагрева.

Таблица П2.6

Зависимость глубины поверхностной закалки от частоты тока

Частота тока, Гц	Рациональные пределы глубины нагрева, мм	Минимальный диаметр заготовки при нагреве под закалку, мм
50	15–80	200
1000	3–17	44
2500	2–11	28
4000	1,5–9,0	22
8000	1–6	16
10 000	0,9–5,5	14
70 000	0,3–2,5	5
400 000	0,2–1,0	2,2

Ориентировочные значения скорости нагрева и удельной мощности даны в табл. П2.7. Режимы закалки деталей токами высокой частоты, применяемых в автомобильном строении, приведены в табл. П2.8.

Таблица П2.7

Зависимость глубины нагрева от удельной мощности и скорости нагрева

Глубина нагрева, мм	Скорость нагрева в области фазовых превращений, °C/с	Удельная мощность, кВт/см ²
1–2	100–300	0,8–1,5
3–5	20–80	0,5–1,8
6–10	2–15	0,05–0,20

Таблица П2.8

Режимы закалки ТВЧ автомобильных деталей

Детали	Марка стали	Глубина закалки, мм	Твердость поверхности, HRC	Закалочная среда	Рекомендуемые частоты, Гц
Валы	40	2,5	56	Вода	10
Шлицевые валы малого диаметра	–	1,0–2,0	60	Вода	10
Рабочие части защелок, коромысел, клапанов, храповиков	–	2,0–3,0	30–55	Масло	8

Продолжение табл. П2.8

Детали	Марка стали	Глубина закалки, мм	Твердость поверхности, HRC	Закалочная среда	Рекомендуемые частоты, Гц
Валы раздаточных коробок отбора мощности	–	0,8–1,7	52–55	Масло	10
Тонкие оси (шток) амортизаторов	–	4,0	56–58	Масло	10
Червяки рулевого управления	45	1,0–1,2 (по зубу)	58–60	Масло	7–10
Венец маховика	–	2,5–3,0	50–55	Масло	7–10
Золотники перепускные	–	0,6–2,5	58–62	Масло	7
Поршневые пальцы	55	–	60–62	Масло	7–10
Шаровые пальцы	40Х	2,0–2,5	56	Масло	7–10
Цапфы картеров	35Х	2,3–3,0	56–58	Масло	10
Зубчатые муфты и венец	50ХМ	1,5	58–62	Эмульсия	7–10
Валы водяных насосов	ШХ15	1,0	58	Вода	10
Торцы клапанов	Легированные стали	1,0–1,5	56	Масло	7–10
Оси блока шестерен КПП	–	1,0–3,0	60–65	Вода	8
Крестовины карданного вала грузовых автомобилей	–	1,5	52–62	Вода	2,4
Крестовины карданного вала легковых автомобилей	–	1,0–2,5	58–62	Вода	2,4
Шестерни ведомые	–	1,0–2,5	58–63	Вода	2,4
Полуоси заднего моста грузового автомобиля	47ГТ	4,0–6,0	52–58	Вода	2,5
Шлицевые втулки	40Х	Сквозная	255–302 НВ	–	–
Картеры мостов автомобилей	35	1,5–3,5	25–35	Вода	2,4
Шейки цапф, балки картера	17ГС	Сквозная	28	–	–
Вилки переключения КПП	20	0,3–0,5	56–62	Вода	8

Окончание табл. П2.8

Детали	Марка стали	Глубина закали, мм	Твердость поверхности, HRC	Закалочная среда	Рекомендуемые частоты, Гц
Валы (промежуточные) КПП	25ХГМ	–	25–40	Воздух	8
Шестерни ведущие главной передачи заднего моста	30ХГТ	–	35	Воздух	8

Примечание. КПП – коробка переключения передач.

Скорость охлаждения изделия напрямую зависит от выбранной охлаждающей среды. Охлаждающая среда должна обеспечивать скорость охлаждения в верхнем диапазоне температур выше критической скорости закали, а в нижнем (в области мартенситных превращений) – по возможности меньшую скорость охлаждения, чтобы предотвратить коробление изделий и образование трещин. В качестве закалочных сред для углеродистых сталей, имеющих высокую критическую скорость охлаждения, применяют воду и различные водные растворы, а для легированных сталей, имеющих небольшую критическую скорость охлаждения, используют масло и воздух (табл. П2.9).

Таблица П2.9

Скорость охлаждения в различных охлаждающих средах

Закаливающая среда	Скорость охлаждения, град/с, при температуре	
	550–650°C	200–300°C
Вода при температуре, °C:		
– 20	600	270
– 30	500	270
– 50	100	250
– 75	30	200
10%-ный раствор поваренной соли при 18°C	1100	300
10%-ный раствор соды при 18°C	800	270
Мыльная вода	30	200
Машинное масло	150	30
Трансформаторное масло	120	25
Спокойный воздух	3	1
Сжатый воздух	30	10

Выбор технологического оборудования

Основным оборудованием термического участка являются нагревательные печи, печи-ванны, установки для получения искусственных атмосфер, индукционные закалочные установки, закалочные баки, т. е. оборудование, с помощью которого выполняют основные технологические операции.

К вспомогательному оборудованию относятся грузоподъемные средства, приспособления для загрузки деталей, контрольно-измерительная аппаратура и приборы, оборудование для очистки деталей и т. п.

Печи для термической обработки классифицируются по следующим признакам:

- в зависимости от назначения – универсальные печи для отжига, нормализации, закалки и отпуска; цементационные; печи для азотирования; печи специального назначения;

- по температуре рабочего пространства – низкотемпературные, среднетемпературные, высокотемпературные;

- исходя из характера загрузки, выгрузки – камерные, шахтные, печи с выдвижным подом;

- по источнику тепла – мазутные, газовые, электрические.

В небольших многотемпературных термических цехах и участках широкое распространение получили универсальные камерные печи, работающие на мазуте или газе, электрические камерные и шахтные печи с карборундовыми (силитовыми) нагревателями. Основные характеристики таких печей приведены в табл. П2.10–П2.12.

Таблица П2.10

Камерные огневые термические печи

Индекс печи	Размеры загрузочных окон, мм	Наибольший расход топлива		Производительность, кг/ч	
		природный газ, м ³ /ч	мазут, кг/ч	при закалке, отжиге	при отпуске
ТНО-4.6,4.5/11	324×348	5	4	40	30
ТНО-4.8,4.5/11	325×348	7	6	60	40
ТНО-3.5.5/11	410×464	10	8	90	60
ТНО-6.12.5.5/11	410×464	15	12	130	90
ТНО-8.12.6.5/11	512×696	20	16	170	120
ТНО-8.16.6.5/11	512×696	26	20	230	160

Окончание табл. П2.10

Индекс печи	Размеры загрузочных окон, мм	Наибольший расход топлива		Производительность, кг/ч	
		природный газ, м ³ /ч	мазут, кг/ч	при закалке, отжиге	при отпуске
ТНО-10.14.8/11	596×1044	28	22	250	175
ТНО-10.1/11	596×1044	40	32	360	250

Примечание. Расшифровка индекса печи: ТНО – термическая, нагревательная, камерная, обычная атмосфера; цифры после букв в числителе – округленные значения ширины, длины, высоты рабочего пространства в дециметрах, в знаменателе – максимальная рабочая температура в сотнях градусов.

Таблица П2.11

Камерные электрические печи

Температурный режим работы печи	Индекс печи
Высокотемпературный	СНЗ-2.2.0,9/13
	СНЗ-3.4.1,2/13
	СНЗ-5.6.5,2/13
	СНЗ-8.3,3/13
	СНЗ-8.5,5/13
	СНЗ-11.7.7/12
	СНО-2,55.1,7/12
	СНО-4,8,2,6/12
	СНО-3.3,2/12
	СНО-8,5.2.5/12
Среднетемпературный	СНО-2,5.5.1,7/10
	СНО-3,6,5.5,2/10
	СНО-3.3,2/10
	СНО-8,5.2.5/10
Низкотемпературный	СНО-3.6,5.2/7
	СНО-4,8,2,6/7
	СНО-3.3,2/7
	СНО-6,1.4/7
	СНО-8,5.2.5/7

Примечание. Расшифровка индекса печи: С – нагрев сопротивлением, Н – нагревательная камера, З или О – защитная или окислительная атмосфера. Цифры после букв в числителе – ширина, длина и высота рабочего пространства в дециметрах, в знаменателе – максимальная рабочая температура в сотнях градусов.

В камерных печах загрузку и выгрузку деталей массой до 10 кг осуществляют вручную. При массе деталей более 10 кг используют средства механизации (подвесные клещи на монорельсе, манипуляторы, загрузочные машины). Мелкие детали загружают в печи на поддонах (противнях).

Таблица П2.12

Шахтные электрические печи

Конструктивные особенности печи	Индекс печи
Печи с цилиндрическим рабочим пространством	СШО-4.4/7 (25) СШЗ-4.8/10 (42)
	СШО-4.12/7 (40) СШЗ-6.6/10 (45)
	СШО-6.6/7 (36) СШЗ-6.12/10 (75)
	СШО-6.12/7 (60) СШО-6.18/10 (90)
	СШО-6.18/7 (72) СШО-6.30/10 (136)
	СШО-6.30/7 (108) СШЗ-10.10/10 (110)
	СШО-10.10/7 (86) СШЗ-10.20/10 (165)
	СШО-10.20/7 (120)
Печи с прямоугольным сечением рабочего пространства	СШЗ-2.2.10/13 (32)
	СШЗ-5.5.20/13 (126)
	СШЗ-8,1,525/13
	СШЗ-10.30/10 (220)

Примечание. Расшифровка индекса печи: С – нагрев сопротивлением, Ш – шахтная печь, О или З – обычная или защитная атмосфера. Цифры после букв в числителе – диаметр и высота или ширина, длина и высота рабочего пространства в дециметрах, в знаменателе – максимальная рабочая температура в сотнях градусов, цифра в скобках – мощность в киловаттах.

В шахтные печи загрузку деталей осуществляют в металлических корзинах или подвешивают на специальные приспособления – елочку.

Для **газовой цементации** используют шахтные электрические печи типа Ц (муфельные) и шахтные печи типа СШЦ (безмуфельные) (табл. П2.13). В качестве карбюризатора при газовой цементации применяют углеводородные газы (пропан, бутан, природный газ), бензол, пиробензол, жидкие углеводороды (керосин, синтин), подаваемые в печь через капельницу. При цементации в твердом карбюризаторе наибольшее распространение получили печи типа Ц-105А и СШЦ.

Таблица П2.13

Печи для газовой цементации

Индекс печи	Размер реторты, мм		Рабочая температура, °С	Мощность, кВт	Масса садки, кг
	диаметр	высота			
Шахтные муфельные электрические печи типа Ц					
Ц-25	300	450	950	25	50
Ц-35	300	600	950	35	100
Ц-60	450	600	950	60	150

Окончание табл. П2.13

Индекс печи	Размер реторты, мм		Рабочая температура, °С	Мощность, кВт	Масса садки, кг
	диаметр	высота			
Ц-75	450	900	950	75	220
Ц-90	600	900	950	90	400
Ц-105	600	1200	950	105	500
Шахтные безмуфельные электрические печи типа СШЦ					
СШЦ-3.4-10,5	300	400	1050	20	50
СШЦ-3.6-10,5	300	600	1050	30	100
СШЦ-4.6-10,5	400	600	1050	45	150
СШЦ-4.9-10,5	400	900	1050	65	220

Для **азотирования** применяют шахтные печи типа США (табл. П2.14), процесс осуществляется в атмосфере аммиака по одно- и двухступенчатому циклу при температуре 480–650°С. Детали загружают в печь в корзинах или на елочках.

Таблица П2.14

Печи для газового азотирования с номинальной температурой 650°С

Индекс печи	Мощность, кВт	Максимальная масса садки, кг
Шахтные муфельные электрические печи		
США-2.6/6	12	50
США-3,2.4,8/6	20	150
США-5.7/6	50	400
США-8.126/6	100	1200
США-12,5.20/6	150	2000
Шахтные безмуфельные электрические печи		
США-15.22,47/6-Б	180	2500
США-5.30/6-Б	225	3000
США-25.37,5/6-Б	300	3500

Примечание. Расшифровка индекса печи: С – нагрев сопротивлением, Ш – шахтная печь, А – для азотирования. Цифры после букв в числителе – диаметр и высота рабочего пространства в дециметрах, в знаменателе – округленная номинальная температура.

Для **поверхностной закалки** деталей используют индукционные закалочные универсальные установки с машинным генератором вертикального (ИЗУВ) и горизонтального (ИЗУГ) положения. При выборе типа и мощности установки для закалки деталей токами высокой частоты следует ориентироваться на размеры обрабатываемой детали, необходимую глубину закалки и частоту тока.

Мощность установки, расходуемая на нагрев детали, вычисляется по формуле

$$P_g = P_0 S, \quad (\text{П2.2})$$

где P_0 – удельная мощность, кВт/см² (см. табл. П2.7 на с. 140); S – площадь поверхности нагрева, см².

По найденному значению P_g определяется мощность установки, потребляемая от питающей сети (табл. П2.15).

Таблица П2.15

Определение мощности установки

Передаваемая мощность детали P_g , кВт	Потребляемая мощность, кВт		
	лампового генератора	машинного генератора	тиристорного преобразователя
$P_0 S$	$3,4P_0 S$	$2,4P_0 S$	$1,9P_0 S$

Некоторые из установок, применяемых для закалки током высокой частоты, приведены в табл. П2.16.

Таблица П2.16

Индукционные закалочные установки с машинным генератором

Конструктивные особенности печи	Индекс печи
Печи вертикального исполнения	ИЗУВ 32/160-208
	ИЗУВ 12/90-102
	ИЗУВ 80/50-102
	ИЗУВ 5/50-28
	ИЗУВ 80/50-108
	ИЗУВ 80/280-208
	ИЗУВ 5/50-22
	ИЗУВ 32/160-202
	ИЗУВ 80/280-202
	ИЗУВ 12/90-108
Печи горизонтального исполнения	ИЗУГ 80/280-402
	ИЗУГ 200/160-202
	ИЗУГ 500/90-402
	ИЗУГ 80/280-408
	ИЗУГ 200/160-208
	ИЗУГ 500/900-408

Цифры в индексе установки означают следующее:

- 1) первая цифра – максимальный диаметр закаливаемой детали в сантиметрах;
- 2) вторая цифра – максимальная длина закаливаемой детали в сантиметрах;
- 3) третье число – первая цифра в последнем двузначном числе или две первые цифры в последнем трехзначном числе – максимальная мощность установки в десятках киловатт;
- 4) последняя цифра – округленное значение частоты тока в индукторе в килогерцах.

Например, ИЗУВ 80/280-208. Это установка для закалки деталей с максимальным диаметром 800 мм, длиной 2800 мм. Мощность установки 200 кВт, частота тока в индукторе 8000 Гц.

После термической обработки изделия обычно подвергаются мойке, очистке и, при необходимости, дробеструйной обработке металлическим порошком, корундовой крошкой, ультразвуком.

Контроль качества термообработки проводится обычно измерением твердости детали приборами ТШ-2 (пресс Бринелля) и ТК (пресс Роквелла).

Глубина цементированного слоя и толщина слоя после поверхностной закалки контролируются по образцам-свидетелям, прошедшим цикл обработки вместе с контролируемой партией деталей.

В заключение, после выбора вида и режима термической обработки, основного и вспомогательного оборудования и инструментов, оформляется технологическая документация в виде операционной карты технологического процесса термообработки заготовки и детали. Технологическая документация должна соответствовать требованиям ГОСТ 3.1401–86. Технологическая карта 1 заполняется для термической или химико-термической обработки, карта 2 – для термической обработки детали токами высокой частоты, карта 3 – для термической обработки заготовок и проката.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	3
Лабораторная работа № 1. Кристаллизация металлов и строение сплавов	9
Лабораторная работа № 2. Построение диаграммы состояния сплавов методом термического анализа.....	26
Лабораторная работа № 3. Анализ диаграмм состояния сплавов.....	31
Лабораторная работа № 4. Отжиг и нормализация	43
Лабораторная работа № 5. Закалка.....	52
Лабораторная работа № 6. Отпуск стали.....	58
Лабораторная работа № 7. Влияние количества углерода на твердость закаленной углеродистой стали	66
Лабораторная работа № 8. Влияние скорости охлаждения на твердость углеродистой стали	71
Лабораторная работа № 9. Влияние легирующих элементов на прокаливаемость стали, определяемую методом торцевой закалки	79
Лабораторная работа № 10. Влияние температуры нагрева на твердость термообработанной инструментальной стали.....	85
Лабораторная работа № 11. Пластическая деформация, наклеп и рекристаллизация металлов	89
Приложение 1. Построение и анализ диаграммы Fe-Fe ₃ C.....	101
Приложение 2. Домашнее задание	124

Учебное издание

Войтов Игорь Витальевич
Куис Дмитрий Валерьевич
Свидунович Николай Александрович и др.

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
ЛАБОРАТОРНЫЙ ПРАКТИКУМ**

В 3-х частях

**Часть 2. Строение сплавов и их термическая
и химико-термическая обработка**

Учебно-методическое пособие

Редактор *Е. С. Ватеичкина*
Компьютерная верстка *О. А. Солодкевич*
Дизайн обложки *Д. А. Полешова*
Корректор *Е. С. Ватеичкина*

Подписано в печать 22.05.2025. Формат 60×84¹/₁₆.
Бумага офсетная. Гарнитура Таймс. Печать ризографическая.
Усл. печ. л. 8,7. Уч.-изд. л. 9,0.
Тираж 150 экз. Заказ .

Издатель и полиграфическое исполнение:
УО «Белорусский государственный технологический университет».
Свидетельство о государственной регистрации издателя,
изготовителя, распространителя печатных изданий
№ 1/227 от 20.03.2014.
Ул. Свердлова, 13а, 220006, г. Минск.