

МИНИСТЕРСТВО ТРАНСПОРТА И КОММУНИКАЦИЙ
РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ
УЧРЕЖДЕНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ
«БЕЛОРУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ ТРАНСПОРТА»

Кафедра транспортно-технологических машин и оборудования

А. Н. ПОПОВ, М. А. ГЕТИКОВА

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Часть 1
ОСНОВЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

*Рекомендовано учебно-методическим объединением по образованию
в области машиностроительного оборудования и технологий
для студентов специальностей 1-36 01 04 «Оборудование и технологии
высокоэффективных процессов обработки материалов»
в качестве учебно-методического пособия*

Гомель 2023

УДК [620.22+669.017](075.8)
ББК 30.3+34.2
П58

Рецензенты: кафедра материаловедения в машиностроении ГГТУ им. П. О. Сухого (заведующий кафедрой – канд. техн. наук, доцент *Ж. В. Кадолич*); ведущий научный сотрудник лаборатории физики металлов института технической акустики НАН Беларуси д-р физ.-мат. наук, доцент *М. М. Кулак*

Попов, А. Н.

П58 **Материаловедение и конструкционные материалы. В 2 ч. Ч. I. Основы материаловедения : учеб.-метод. пособие / А. Н. Попов, М. А. Гетикова ; М-во трансп. и коммуникаций Респ. Беларусь, Белорус. гос. ун-т трансп. – Гомель : БелГУТ, 2023. – 128 с.**
ISBN 978-985-891-100-3 (ч. I)

Изложены вопросы атомно-кристаллического строения и кристаллизации, пластической деформации и механические свойства металлов; рассмотрены диаграммы состояния системы «железо – цементит», теория термической и химико-термической обработки стали.

Предназначено для студентов технических специальностей. Может быть использовано научно-техническими работниками.

УДК [620.22+669.017](075.8)
ББК 30.3+34.2

ISBN 978-985-891-100-3 (ч. I)
ISBN 978-985-891-099-0

© Попов А. Н., Гетикова М. А., 2023
© Оформление. БелГУТ, 2023

СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	4
1 Общие сведения о металлах	5
1.1 Металлы, их природа и строение.....	5
1.2 Атомно-кристаллическая структура металлов	7
1.3 Полиморфные превращения.....	10
1.4 Кристаллизация металлов	12
1.5 Строение металлического слитка	16
1.6 Дефекты кристаллического строения металлов	17
2 Упругая и пластическая деформации	21
3 Диффузионные процессы в металле	25
4 Механические свойства металлов	27
4.1 Механические свойства, определяемые при статических испытаниях	28
4.2 Механические свойства, определяемые при динамических испытаниях ...	33
4.3 Механические свойства при переменных (циклических) нагрузках	39
4.4 Ползучесть, длительная прочность	45
5 Основы теории сплавов.....	46
5.1 Фазы и структура в металлических сплавах.....	46
5.2 Термический анализ и диаграммы состояния	50
5.3 Диаграммы состояний простейших систем.....	53
5.4 Связь диаграмм состояния со свойствами сплавов.....	61
6 Сплавы железа	63
6.1 Компоненты и фазы в системе железо – углерод.....	63
6.2 Диаграмма состояния железо – цементит (метастабильное равновесие)....	64
6.3 Чугун.....	69
6.4 Стали.....	77
6.5 Влияние углерода и постоянных примесей на свойства сталей	77
6.6 Микроструктура углеродистых сталей в равновесном состоянии	81
6.7 Легированные стали	85
7 Виды термической обработки стали	89
7.1 Отжиг.....	89
7.2 Закалка	95
7.3 Отпуск	106
7.4 Закалка токами высокой частоты.....	112
7.5 Лазерная закалка	115
7.6 Химико-термическая обработка стали	117
Список литературы.....	128

ВВЕДЕНИЕ

Курс «Материаловедение и конструкционные материалы», как показывает само название, должен дать познание о материалах, т. е. ознакомить со свойствами различных по своей природе материалов, которые составляют основу всей современной техники, поскольку преимущественно из них конструируют различные технические изделия – от самых крупных сооружений до мельчайших деталей точного машиностроения.

В зависимости от того, как изменяется молекулярная, межуатомная или кристаллическая структура, происходит изменение и свойств материалов.

Различные материалы с давних времен применялись человеком, которое давно уже умело обрабатывать их и практически использовать. Познание материалов стало строго научным, когда возникло учение о структуре веществ, давшее научное толкование процессам и явлениям, происходящим в материалах при их получении и обработке. Материалы представляют собой конденсированные системы различных типов. В зависимости от вида межуатомной связи, особенностей строения, свойств, применяемых технологий получения материалы подразделяют на следующие классы: металлы, неметаллические и композиционные материалы.

В настоящем пособии рассматриваются строение и свойства разнообразных материалов, закономерности изменения их строения путем регулирования химического состава, применение различных обработок и технологий, внешних воздействий на материал. Эти вопросы являются составной частью общепрофессиональной дисциплины «Материаловедение и конструкционные материалы».

Это пособие предназначено для студентов технических специальностей технических вузов, а также будет полезно для инженерно-технических специалистов. В нем представлены общие понятия о составе, структуре и свойствах различных по своей природе материалов.

1 ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О МЕТАЛЛАХ

1.1 Металлы, их природа и строение

Из известных в настоящее время 106 химических элементов более 80 являются металлами. Металлы после кристаллизации представляют собой поликристаллические тела, состоящие из мелких (10^{-3} – 10^{-7} м), различно ориентированных по отношению друг к другу кристаллов, которые имеют неправильную форму и называются кристаллитами, или зернами.

Металлы в твердом и отчасти в жидком состояниях обладают рядом характерных свойств:

- 1) высокой тепло- и электропроводностью;
- 2) положительным температурным коэффициентом электросопротивления; с повышением температуры электросопротивление чистых металлов возрастает;
- 3) термоэлектронной эмиссией, т. е. способностью испускать электроны при нагреве;
- 4) хорошей отражательной способностью: металлы непрозрачны и обладают металлическим блеском;
- 5) повышенной способностью к пластической деформации.

Наличие этих свойств и характеризует так называемое металлическое состояние вещества. Отмеченные свойства металлов обусловлены их строением. Атомы металлов имеют на внешнем энергетическом уровне небольшое число электронов. Атомы (ионы) расположены в металлах закономерно, в отличие от аморфных тел, в которых атомы расположены хаотично. В металлах валентные электроны не связаны с определенными атомами, а являются коллективизированными, образующими электронный газ, и принадлежат всему объему металла. Эти электроны обеспечивают хорошую проводимость электрического тока. Такое взаимодействие между ионным скелетом и электронным газом получило название металлической связи.

Сила связи в металлах определяется силами отталкивания и силами притяжения между ионами и электронами. Все наиболее характерные свойства металлов объясняются наличием в них легкоподвижных коллективизированных электронов проводимости.

Металлическое состояние возникает в комплексе атомов, когда при их сближении внешние электроны теряют связь с отдельными атомами, становятся общими, т. е. коллективируются и свободно перемещаются между положительно заряженными и периодически расположенными ионами. Устойчивость металла, представляющего собой, таким образом, ионно-электронную систему, определяется электрическим притяжением между положительно заряженными ионами и обобщенными электронами. Такое взаимодействие имеет резко выраженный направленный характер. Атомы

(ионы) располагаются на таком расстоянии друг от друга, чтобы энергия взаимодействия была минимальной.

Приведенные положения позволяют объяснить характерные свойства металлов. Высокая электропроводность последних объясняется присутствием в них свободных электронов, которые перемещаются в потенциальном поле решетки. С повышением температуры усиливаются колебания ионов (атомов), что затрудняет движение электронов, в результате этого электропроводность возрастает. При низких температурах колебательное движение ионов (атомов) сильно уменьшается и электропроводность возрастает. У некоторых металлов в результате образования пар электронов, движущихся упорядоченно при очень низких температурах (менее 20 К), электрическое сопротивление практически отсутствует – явление сверхпроводимости. Высокая теплопроводность металлов обусловливается большой подвижностью свободных электронов и в меньшей степени колебательным движением ионов.

Высокая пластичность металлов объясняется периодичностью их атомной структуры и отсутствием направленности металлической связи. В процессе пластической деформации (ковка, прокатка и т. д.) металла, т. е. при смещении отдельных его объемов относительно других, связь между ионами (атомами) не нарушается. Кристаллы с ковалентной или ионной, т. е. с направленной, связью хрупки, так как при деформации эта связь нарушается.

Чистые металлы в обычном структурном состоянии обладают низкой прочностью и не обеспечивают во многих случаях требуемых свойств, поэтому они применяются сравнительно редко. Наиболее широко используются сплавы. Сплавы получают сплавлением или спеканием порошков двух или более металлов или металлов с неметаллами. Они обладают характерными свойствами, присущими металлическому состоянию. Химические элементы, образующие сплав, называют компонентами. Сплав может состоять из двух или большего числа компонентов.

Несмотря на то, что металлы отличаются друг от друга своим строением и свойствами, их по некоторым признакам можно объединить в группы. Все металлы и сплавы можно разделить на две группы: черные и цветные.

Черные металлы имеют темно-серый цвет. К ним относят железо и сплавы на его основе (сталь и чугун).

Цветные металлы в большинстве окрашены в красный, желтый или белый цвет.

Наибольшее применение нашли черные металлы. На основе железа изготавливается не менее 90 % всех конструкционных и инструментальных материалов. По сравнению с цветными металлами стоимость железа и его сплавов невелика. Цветные металлы по сходным свойствам подразделяют на легкие металлы (Be, Mg, Al, Ti), обладающие малой плотностью (менее 4,5 г/см³); легкоплавкие металлы (Zn, Cd, Sn, Sb, Hg, Pb, Bi); тугоплавкие

металлы (Ti, Cr, Zr, Nb, Mo, W, V и др.), с температурой плавления выше, чем у железа (1539 °С); благородные металлы (Ph, Pd, Ag, Os, Pt, Au и др.).

По сходным свойствам металлы, в свою очередь, можно разделить следующим образом:

- железные металлы – железо (Fe), кобальт (Co), никель (Ni) – и так называемые ферромагнетики и близкий к ним по свойствам марганец (Mn);
- тугоплавкие металлы – молибден (Mo), тантал (Ta), вольфрам (W) и др.;
- урановые металлы – актиноиды, имеющие преимущественное применение в сплавах для атомной энергетики;
- редкоземельные металлы (РЗМ) – лантан (La), церий (Ce), неодим (Nd), празеодим (Pr) и др., объединяемые под названием лантаноидов, и сходные с ними по свойствам иттрий (Y) и скандий (Sc);
- легкие металлы – бериллий (Be), магний (Mg), алюминий (Al), обладающие малой плотностью;
- благородные металлы – серебро (Ag), золото (Au), металлы платиновой группы: платина (Pt), палладий (Pd), иридий (Ir), родий (Rh), осмий (Os), рутений (Ru);
- легкоплавкие металлы – цинк (Zn), кадмий (Cd), ртуть (Hg), олово (Sn), свинец (Pb), висмут (Bi), таллий (Tl), сурьма (Sb).

Наибольшее распространение получило железо в виде сплавов с углеродом (сталь и чугун), что обусловлено его механическими свойствами, возможностью массового изготовления, большой распространенностью его руд в природе и малой стоимостью. Широко применяются сплавы цветных металлов: алюминия, меди, магния и др.

1.2 Атомно-кристаллическая структура металлов

Под атомно-кристаллической структурой понимают взаимное расположение атомов, существующее в кристалле. Кристалл состоит из атомов (ионов), расположенных в определенном порядке, который периодически повторяется в трех измерениях.

Для описания атомно-кристаллической структуры пользуются понятием пространственной или кристаллической решетки. Кристаллическая решетка представляет собой воображаемую пространственную сетку, в узлах которой располагаются атомы (ионы), образующие металл (твердое кристаллическое тело). Наименьший объем кристалла, дающий представление об атомной структуре металла во всем объеме, получил название элементарной кристаллической ячейки. Металлы образуют одну из следующих высоко-симметричных сложных решеток с плотной упаковкой атомов: кубическую объемно-центрированную, кубическую гранецентрированную и гексагональную плотноупакованную.

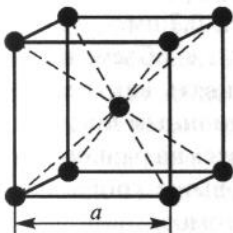


Рисунок 1.1 – Объемно-центрированная кубическая ячейка, ОЦК (Fe α , W, Mo, Ti)

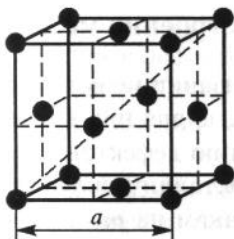


Рисунок 1.2 – Гранецентрированная кубическая ячейка, ГЦК (Fe γ , Al, Cu)

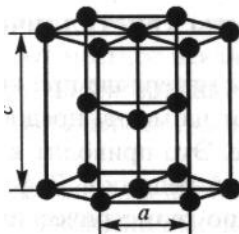


Рисунок 1.3 – Гексагональная плотноупакованная ячейка, ГПУ (Mg, Ti, Zn)

Рисунок 1.3 – Гексагональная плотноупакованная ячейка, ГПУ (Mg, Ti, Zn)

число атомов, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного атома. Чем выше координационное число, тем больше плотность упаковки атомов.

В кубической объемно-центрированной решетке атомы (рисунок 1.1) расположены в узлах ячейки и один атом – в центре объема куба. Кубическую объемно-центрированную решетку имеют следующие металлы: Rb, K, Na, Li, Ti β , Ti β , Zr β , Ta, W, V, Fe α , Cr, Nb, Ba и др.

В кубической гранецентрированной решетке атомы расположены в углах куба и в центре каждой грани (рисунок 1.2). Этот тип решетки имеют металлы: Ca α , Ce, Sr α , Th, Pb, Sc, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Rh, Ir, Fe γ , Cu, Co α и др.

В гексагональной плотноупакованной решетке (рисунок 1.3) атомы расположены в углах и центре шестигранных оснований призмы и три атома в средней плоскости призмы. Эту упаковку атомов имеют металлы Hf α , Mg, Ti α , Cd, Re, Os, Ru, Zn, Co β , Be, Ca α , La α , Ti α , Zr α и др.

Наконец, некоторые металлы (Sn β , In) имеют тетрагональную решетку.

Характеристики решеток.

1 Размеры кристаллической решетки характеризуются величинами **периодов**, под которыми понимают расстояние между ближайшими параллельными атомными плоскостями, образующими элементарную ячейку. Период решетки измеряется в ангстремах ($1 \text{ \AA} = 10^{-10} \text{ м}$). Период решетки металлов находится в пределах от 1 до 7 \AA .

2 **Плотность кристаллической решетки** – доля объема, занятого атомами, которые условно можно рассматривать как жесткие шары, характеризуется координационным числом, под которым понимают

3 Атомный радиус – половина расстояния между центрами соседних атомов в кристаллической решетке. Выражается через длину ребра элементарной ячейки. Термин атомный радиус имеет несколько условный смысл, т. к. он определяет не истинные размеры соответствующих атомов, а расстояние между центрами соседних атомов, отвечающее устойчивому состоянию кристалла.

4 Плотность упаковки – доля объема элементарной ячейки, занятая сферическими соприкасающимися атомами.

5 Среднее количество атомов в ячейке – отношение числа атомов в кристаллической решетке к числу элементарных ячеек.

Для исследования атомной структуры вещества используется дифракция рентгеновских лучей, которая возникает при их взаимодействии с атомами исследуемого кристалла. Кристаллические вещества обладают периодичностью строения, которая представляет собой дифракционную решетку для рентгеновского излучения. Длина волны излучения должна быть сопоставимой с межатомными размерами, т. е. $\lambda \approx 1 \text{ \AA}$.

Формула Вульфа – Брэгга (1.1) для дифракции рентгеновских лучей позволяет определять значения межплоскостных расстояний в кристалле по экспериментально измеренным углам θ падения (отражения) лучей:

$$2d \cdot \sin\theta = n\lambda, \quad (1.1)$$

где d – межплоскостное расстояние;

θ – угол падения (отражения) лучей;

n – порядок отражения.

λ – длина волны рентгеновского излучения;

Анизотропия свойств металлов. Нетрудно увидеть, что плотность расположения атомов по различным плоскостям неодинакова. Вследствие неодинаковой плотности атомов в различных плоскостях и направлениях решетки многие свойства (химические, физические, механические) каждого кристалла зависят от направления решетки. Подобная неодинаковость свойств монокристалла в разных кристаллографических направлениях называется анизотропией.

Кристалл – тело анизотропное, в отличие от аморфных тел (стекло, пластмассы и др.), свойства которых не зависят от направления.

Технические металлы являются поликристаллами, т. е. состоят из большого числа анизотропных кристаллитов. В большинстве случаев, как уже указывалось выше, кристаллиты статистически неупорядоченно ориентированы один по отношению к другому, поэтому во всех направлениях свойства более или менее одинаковы, т. е. поликристаллическое тело является изотропным. Такая мнимая изотропность металла не будет наблюдаться, если кристаллиты имеют одинаковую преимущественную ориентировку в каких-то направлениях. Эта ориентированность, или текстура, создается в известной степени при прокате металла или в результате значительной холодной деформации; в этом случае поликристаллический металл приобретает анизотропию свойств.

1.3 Полиморфные превращения

Многие металлы в зависимости от температуры могут существовать в разных кристаллических формах или, как их называют, в разных полиморфных модификациях. В результате полиморфного превращения атомы кристаллического тела, имеющие решетку одного типа, перестраиваются таким образом, что образуется кристаллическая решетка другого типа. Полиморфную модификацию, устойчивую при более низкой температуре, для большинства металлов принято обозначать буквой α , при более высокой – β , затем γ и т. д.

Известны полиморфные превращения для металлов: $Fe_{\alpha} \leftrightarrow Fe_{\gamma}$, $Co_{\alpha} \leftrightarrow Co_{\beta}$, $Ti_{\alpha} \leftrightarrow Ti_{\beta}$, $Mn_{\alpha} \leftrightarrow Mn_{\beta} \leftrightarrow Mn_{\gamma} \leftrightarrow Mn_{\delta}$, $Sn_{\alpha} \leftrightarrow Sn_{\beta}$ и др. Переход чистого металла из одной полиморфной модификации в другую в условиях равновесия протекает при постоянной температуре (критическая точка) и сопровождается выделением теплоты, если превращение идет при охлаждении, или поглощением теплоты – в случае нагрева. При превращении возникают большие внутренние напряжения, приводящие порой к разрушению металла. Ярким примером в этом отношении является «болезнь» белого олова – так называемая «оловянная чума». Как известно, есть два вида (или две модификации) олова: серебристо-белое и серое. Первое термодинамически стабильно при температурах выше 13,2 °С. Ниже этой температуры атомы белого олова могут перестроиться и образовать кристаллы другой разновидности – серого олова. Свойства этих двух видов олова сильно отличаются. Плотность белого олова составляет 7,3 г/см³, а серого – 5,8 г/см³. Переход из белой разновидности в серую сопровождается резким увеличением объема (на 25,6 %), и белое олово рассыпается в серый порошок.

Так, в конце XVIII в. в Петербурге на одном из неотопляемых складов военного обмундирования, когда зимой под воздействием низких температур большие запасы начищенных белых пуговиц, изготовленных из олова, рассыпались в порошок. То же самое произошло с брусками белого олова, отправленного поездом однажды из Голландии в Москву. Вместо слитков был привезен серый порошок.

Как известно, антарктическая экспедиция английского полярного исследователя Роберта Скотта к Южному полюсу, достигнув его 18 января 1912 г. (на 33 дня позже норвежского полярного исследователя Р. Амундсена), погибла на обратном пути. Одна из причин – разрушение «чумой» паянных оловом сосудов с жидким топливом.

При полиморфном превращении кристаллы (зерна) новой полиморфной формы растут в результате неупорядоченных, взаимно не связанных переходов атомов через границу фаз. Отрываясь от решетки исходной фазы (например, β), атомы по одиночке или группами присоединяются к решетке новой фазы (α), и, как следствие этого, граница зерна α передвигается в сторону зерна β , «поедая» исходную фазу. Зародыши новой модификации наиболее часто возникают на

границах зерна исходных кристаллитов или в зонах с повышенным уровнем свободной энергии. Вновь образующиеся кристаллы закономерно ориентированы по отношению к кристаллам исходной модификации.

В результате полиморфного превращения образуются новые кристаллические зерна, имеющие другой размер и форму, поэтому такое превращение также называют перекристаллизацией. Полиморфные превращения происходят не только в чистых металлах, но и в сплавах. Полиморфное превращение сопровождается скачкообразным изменением всех свойств металлов или сплавов: удельного объема, теплоемкости, теплопроводности, электропроводности, магнитных свойств, механических и химических свойств и т. д.

Например, типичным полиморфным металлом является железо (рисунок 1.4). При температурах, меньших 768 °С, существует α -железо. Кристаллическая решетка α -железо – объемноцентрированный куб с периодом решетки 2,8606 Å. До температуры 768 °С Fe_{β} -магнитно (ферромагнитно). Критическую точку (768 °С), соответствующую магнитному превращению, т. е. переходу из ферромагнитного состояния в парамагнитное, называют точкой Кюри и обозначают A_2 . В интервале температур 768–910 °С железо имеет также ОЦК решетку, но становится парамагнитным (не намагничивается), поэтому его следует назвать β -железом. Но исторически сложилось так, что объединили α -железо и β -железо под названием « α -железо».

В интервале температур 910–1392 °С устойчиво γ -железо, имеющее кубическую гранцентрированную решетку. Кристаллическая решетка γ -железа – гранцентрированный куб с периодом 3,645 Å при температуре 910 °С. Плотность γ -железа (полученная экстраполированием при 20 °С) выше, чем α -железа, и равна 8,0–8,1 г/см³. При превращении α → γ происходит сжатие. Объемный эффект сжатия составляет примерно 1,0 %.

При температурах выше 1392 °С устойчиво δ -железо, имеющее кубическую объемно центрированную решетку.

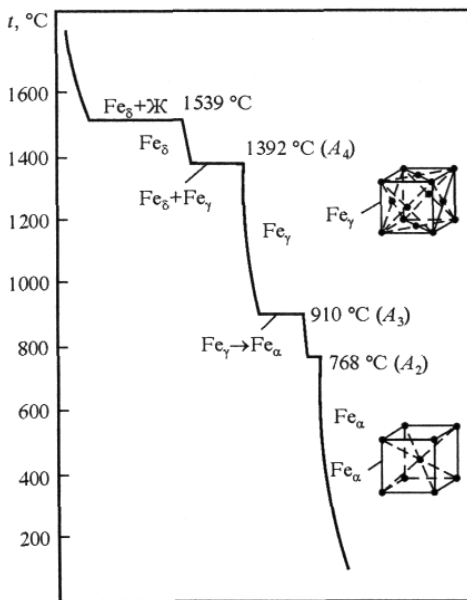


Рисунок 1.4 – Кривая охлаждения железа

1.4 Кристаллизация металлов

Переход металла из жидкого состояния в твердое (кристаллическое) называется первичной кристаллизацией. Температура t_n соответствует равновесной температуре кристаллизации (или плавления) данного вещества, при которой обе фазы (жидкая и твердая) могут сосуществовать одновременно и притом бесконечно долго (рисунок 1.5). Процесс кристаллизации при этой температуре еще не начинается. Следовательно, процесс кристаллизации может протекать только при переохлаждении металла ниже равновесной температуры t_n . Разность между температурами t_n и t_k , при которых может протекать процесс кристаллизации, носит название степени переохлаждения:

$$\Delta t = t_n - t_k.$$

Термические кривые, характеризующие процесс кристаллизации чистых металлов при охлаждении с разной скоростью (v), даны на рисунке 1.5. При очень медленном охлаждении степень переохлаждения невелика и процесс кристаллизации протекает при температуре, близкой к равновесной (см. рисунок 1.5, кривая v_1). На термической кривой при температуре кристаллизации отмечается горизонтальная площадка (остановка в падении температуры), образование которой объясняется выделением скрытой теплоты кристаллизации, несмотря на отвод теплоты при охлаждении.

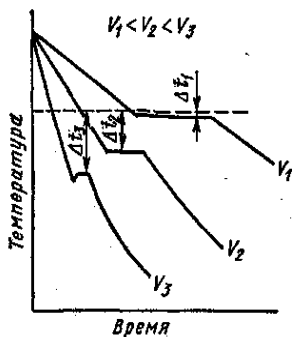


Рисунок 1.5 – Кривые охлаждения при кристаллизации металла

С увеличением скорости охлаждения возрастает степень переохлаждения (кривые v_2 , v_3), и процесс кристаллизации протекает при температурах, лежащих значительно ниже равновесной температуры кристаллизации. Степень переохлаждения зависит от природы и чистоты металла.

Процесс кристаллизации, начинающийся с образования кристаллических зародышей (центров кристаллизации) и продолжается в процессе роста их числа и размеров. При переохлаждении сплава ниже температуры t_n , во многих участках жидкого сплава образуются устойчивые, способные к росту кристаллические зародыши, называемые критическими.

Пока образовавшиеся кристаллы растут свободно, они имеют более или менее правильную геометрическую форму. Однако при столкновении растущих кристаллов их правильная форма нарушается, так как в этих участках рост граней прекращается (рисунок 1.6).

Рост продолжается только в тех направлениях, где есть свободный доступ «питающей» жидкости. В результате растущие кристаллы, имевшие

сначала геометрически правильную форму, после затвердевания получают неправильную внешнюю форму и поэтому называются кристаллитами, или зернами.

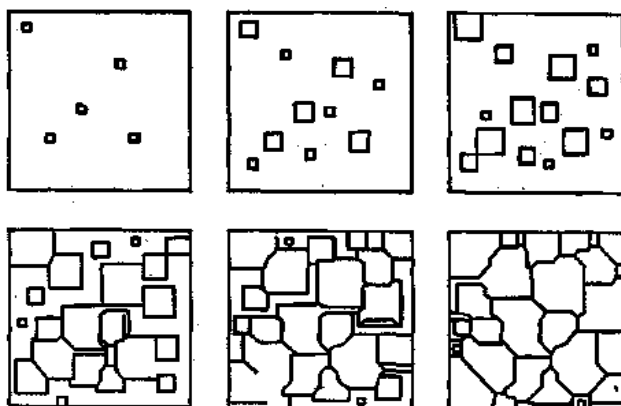


Рисунок 1.6 – Стадии кристаллизации металлов

Процесс кристаллизации состоит из двух стадий: зарождения мельчайших частиц кристаллов (зародышей или центров кристаллизации) и роста кристаллов из этих центров. Зародышами кристаллов в жидком растворе являются устойчивые группы атомов, расположение которых близко к кристаллическому. Такую кристаллизацию называют самопроизвольной (гомогенной).

Чаще источником образования зародышей являются всевозможные твердые частицы (неметаллические включения, окислы и т. д.), которые всегда присутствуют в расплаве. Если частицы примеси имеют одинаковую кристаллическую решетку с решеткой затвердевающего металла (так называемые изоморфные примеси) и параметры сопрягающихся решеток примеси и кристаллизующегося вещества примерно одинаковы (отличие не превышает 9 %), то они играют роль готовых центров кристаллизации.

Зародыши, возникающие в процессе кристаллизации, могут быть различной величины. Рост зародышей возможен только при условии, если они достигли определенной величины. Минимальный размер зародыша, способного к росту при данных температурных условиях, называется критическим размером зародыша, а сам зародыш – критическим или равновесным. Рост зародышей кристаллизации происходит в результате перехода атомов из переохлажденной жидкости к кристаллам. Кристалл растет послойно, при этом каждый слой имеет одноатомную толщину.

При прочих равных условиях скорость процесса кристаллизации и строение металла после затвердения зависят от числа зародышей (центров кристаллизации), возникающих в единицу времени и в единицу объема, т. е. от скорости образования зародышей и скорости роста зародышей, или скорости увеличения линейных размеров растущего кристалла в единицу времени (мм/с).

Чем больше скорость образования зародышей и чем больше скорость их роста, тем быстрее протекает процесс кристаллизации. При равновесной температуре кристаллизации t_n число зародышей и скорость роста равны нулю, и поэтому кристаллизации не происходит. При увеличении степени переохлаждения скорость образования зародышей и скорость их роста возрастают, при определенной степени переохлаждения достигают максимума, после чего снижаются (рисунок 1.7).

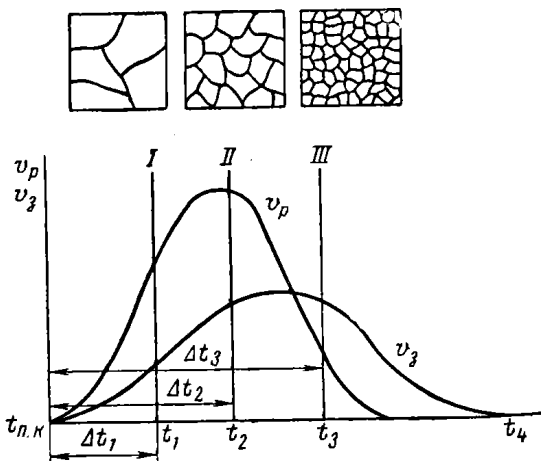


Рисунок 1.7 – Зависимость скорости зарождения центров кристаллизации и роста кристаллов от степени переохлаждения

В связи с этим при больших степенях переохлаждения (низких температурах) вследствие уменьшения скорости диффузии образование зародышей и их рост затруднены. Поэтому число зародышей и скорость их роста уменьшаются. При очень низких температурах (большой степени переохлаждения) диффузионная подвижность атомов очень мала. В этом случае после затвердения должно быть достигнуто аморфное состояние.

Чем больше скорость образования зародышей и меньше скорость их роста, тем меньше размер кристалла (зерна), выросшего из одного зародыша, и, следовательно, более мелкозернистой будет структура металла. При небольшой степени переохлаждения Δt (малой скорости охлаждения) число зародышей мало. В этих условиях будет получено крупное зерно. С увеличением степени переохлаждения скорость образования зародышей возрастает,

ет, и размер зерна в затвердевшем металле уменьшается. Чем больше примесей, тем больше центров кристаллизации, тем мельче получается зерно.

Размер зерна металла сильно влияет на его механические свойства. Эти свойства, особенно вязкость и пластичность, выше, если металл имеет мелкое зерно. Величина зерна зависит не только от степени переохлаждения. На размер зерна оказывают большое влияние температура нагрева и разливки жидкого металла, его химический состав и особенно присутствие в нем посторонних примесей. Модифицирование – использование специально вводимых в жидкий металл примесей (модификаторов) для получения мелкого зерна. Эти примеси, практически не изменяя химического состава сплава, вызывают при кристаллизации измельчение зерна и в итоге улучшение механических свойств. Так, например, при модифицировании магниевых сплавов зерно уменьшается от 0,2–0,3 до 0,01–0,02 мм.

Кристаллы, образующиеся в процессе затвердевания металла, могут иметь различную форму в зависимости от скорости охлаждения, характера и количества примесей. Чаще в процессе кристаллизации образуются разветвленные, или древовидные, кристаллы, получившие название дендритов (рисунок 1.8). При образовании кристаллов их развитие идет в основном в направлении, перпендикулярном плоскостям с максимальной плотностью упаковки атомов. Это приводит к тому, что первоначально образуются длинные ветви (см. рисунок 1.8, *a*), так называемые оси первого порядка (*I* – главные оси дендрита). Одновременно с удлинением осей первого порядка на их ребрах зарождаются и растут перпендикулярные к ним такие же ветви второго порядка (*II*). В свою очередь, на осях второго порядка зарождаются и растут оси третьего порядка (*III*) и т. д. (см. рисунок 1.8). В итоге образуются кристаллы в форме дендритов.

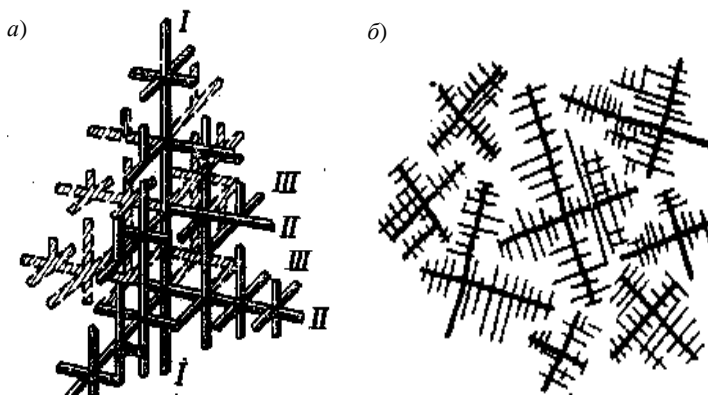


Рисунок 1.8 – Дендритная форма кристаллов (*a*); дендрит чугуна (*б*)

1.5 Строение металлического слитка

Процесс кристаллизации обычно начинается от стенок более холодной формы, которые играют роль центров кристаллизации (рисунок 9). Вследствие большой скорости охлаждения это приводит к образованию на поверхности слитка очень узкой зоны 1 сравнительно мелких равноосных кристаллов. Образование наружной кристаллизационной зоны – тонкой корки твердого металла – сопровождается частичным прогревом стенок изложницы и создает для оставшейся жидкой массы «тепловую рубашку», благодаря которой скорость охлаждения жидкого металла уменьшается. Вслед за образованием указанной тонкой корки наступают условия, которые вызывают образование второй кристаллизационной зоны в слитке (помечено цифрой 2 на рисунке 1.9).

За зоной 1 вглубь слитка расположена зона 2 удлиненных дендритных кристаллов.

Рост этих кристаллитов происходит в направлении отвода теплоты, т. е. нормально к стенкам изложницы. Последовательный рост дендритов к стенкам изложницы происходит в результате продвижения вглубь расплава ветвей первого порядка и их разветвления аналогично тому, как это было описано выше.

В случае сильного перегрева металла, быстрого охлаждения, высокой температуры литья и спокойного заполнения формы зона удлиненных дендритных кристаллов может полностью заполнить весь объем слитка. При низкой температуре литья, очень медленном охлаждении, например, крупных отливок создаются условия для возникновения зародышей кристаллов в средней части слитка. Это приводит к образованию во внутренней части отливки структурной зоны 3, состоящей из равноосных различно ориентированных дендритных кристаллитов (см. рисунок 1.8), размеры которых зависят от степени перегрева жидкого металла, скорости охлаждения, наличия примесей и др.

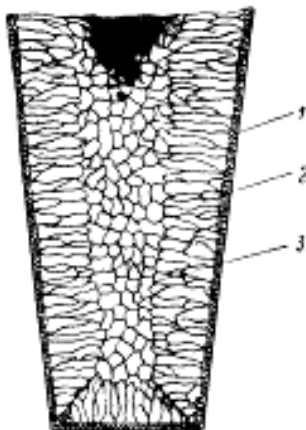


Рисунок 1.9 – Схема строения слитка

Тугоплавкие частицы, находящиеся в жидком металле, способствуют развитию зоны мелких равноосных кристаллитов.

Зона столбчатых кристаллов обладает высокой плотностью, так как она имеет мало газовых пузырей и раковин. Однако в участках стыка столбчатых кристаллитов, особенно растущих от разных поверхностей, металл имеет пониженную прочность, и при последующей обработке давлением (ковке, прокатке и т. д.) в этих участках могут возникнуть

трещины; поэтому для малопластичных металлов, в том числе и для стали, развитие столбчатых кристаллитов нежелательно. Наоборот, для получения более плотного слитка у пластичных металлов (например, меди и ее сплавов) желательно распространение зоны столбчатых кристаллитов по всему объему слитка; вследствие высокой пластичности таких сплавов исключается разрушение слитка при обработке давлением. При фасонном литье стремятся получить мелкозернистую равноосную структуру.

Жидкий металл имеет больший удельный объем, чем твердый, поэтому в той части слитка, которая застывает в последнюю очередь, образуется пустота – усадочная раковина. Усадочная раковина обычно окружена наиболее загрязненной частью металла, в котором после затвердевания образуются микро- и макропоры и пузыри.

1.6 Дефекты кристаллического строения металлов

В реальном кристалле всегда имеются дефекты строения. Дефекты кристаллического строения подразделяют по геометрическим признакам на точечные, линейные и поверхностные.

Точечные дефекты. Эти дефекты малы во всех трех измерениях, и размеры их не превышают нескольких атомных диаметров (около 10^{-9} м). К точечным дефектам относятся вакансии или «дырки» (дефекты Шотки), т. е. узлы решетки, в которых атомы отсутствуют (рисунок 1.10). Вакансии чаще образуются в результате перехода атомов из узлов решетки на поверхность (границу зерна, пустоты, трещины и т. д.) или их полного испарения с поверхности кристалла и реже в результате перехода в междоузлие. Атомы, особенно расположенные вблизи поверхности, могут выйти на поверхность кристалла, а их место займут атомы, находящиеся дальше от поверхности, а принадлежавшие им узлы окажутся свободными, т. е. возникнут тепловые вакансии. С повышением температуры концентрация вакансий возрастает. Количество вакансий при температуре, близкой к плавлению, может достигать 1 % по отношению к числу атомов в кристалле.

Быстрым охлаждением от данной температуры можно зафиксировать эти вакансии при нормальной температуре (закалка вакансий). При данной температуре в кристалле создаются не только одиночные вакансии, но и двойные, тройные и более крупные. Вакансии образуются и в процессе пластической деформации, а также при бомбардировке металла атомами или частицами высоких энергий.

Межузельные атомы (дефекты Френкеля) образуются в результате перехода атома из узла решетки в междоузлие (рисунок 1.11). На месте атома, вышедшего из узла решетки в междоузлие, образуется вакансия. Точечные дефекты вызывают местное искажение кристаллической решетки. Смещения вокруг вакансий возникают только в первых двух слоях соседних атомов и составляют доли межатомного расстояния. Вокруг межузельного атома в плотноупакованных решетках смещение соседей значительно больше, чем вокруг вакансий.

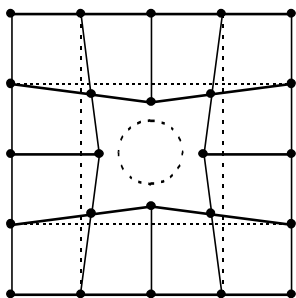


Рисунок 1.10 – Вакансия в кристаллической решетке

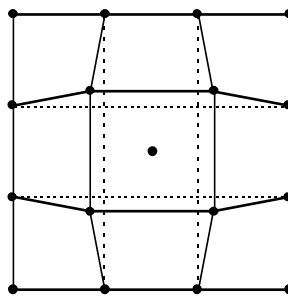


Рисунок 1.11 – Атом внедрения в кристаллической решетке

Точечные дефекты оказывают влияние на некоторые физические свойства металла (электропроводность, магнитные свойства и др.) и определяют процессы диффузии в металлах и сплавах.

Линейные дефекты. Линейные несовершенства имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем измерении. Эти несовершенства называются дислокациями.

Краевая дислокация (рисунок 1.12) представляет собой локализованное искажение кристаллической решетки, вызванное наличием в ней «лишней» атомной полуплоскости или экстраплоскости, перпендикулярной к плоскости чертежа.

Наиболее простой и наглядный способ образования дислокаций в кристалле – сдвиг (см. рисунок 1.12). Если верхнюю часть кристалла сдвинуть относительно нижней на одно межатомное расстояние, причем зафиксировать положение, при котором сдвиг охватывает не всю плоскость скольжения, а только часть ее, то граница AB между участком, где скольжение уже произошло, и не нарушенным участком в плоскости скольжения и будет дислокацией. Как видно из рисунка 1.12, линия краевой дислокации перпендикулярна вектору сдвига F .

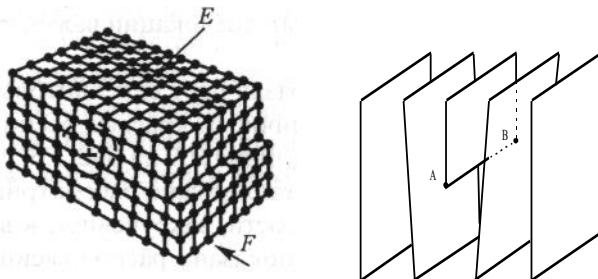


Рисунок 1.12 – Краевая дислокация

Если экстраплоскость E находится в верхней части кристалла, то дислокацию называют положительной, а если в нижней – то отрицательной. Различие между положительной и отрицательной дислокацией чисто условное. Переворачивая кристалл, мы превращаем отрицательную дислокацию в положительную. Кроме краевых различают еще винтовые дислокации. Винтовые дислокации в отличие от краевых располагаются параллельно направлению сдвига (линия AB на рисунке 1.13). При наличии винтовой дислокации кристалл можно рассматривать как состоящий из одной атомной плоскости, закрученной в виде винтовой поверхности.

Дислокации образуются в процессе кристаллизации металлов из группы вакансий, а также в процессе пластической деформации и фазовых превращений.

Дислокации окружены полями упругих напряжений, вызывающих искажение кристаллической решетки, и ведут себя в кристалле подобно упругим нитям.

Линия дислокации не может обрываться внутри кристалла (либо замкнута, либо разветвляется, либо выходит на поверхность кристалла).

Вектор Бюргера: вектор, определяющий направление и величину сдвига атомных плоскостей после разреза (при построении дислокации). Для определения вектора Бюргера удобно построить замкнутый контур Бюргера в реальном кристалле и продублировать все шаги в идеальном кристалле. Тогда вектор, необходимый для замыкания контура, будет равен вектору Бюргера (см. рисунок 1.14).

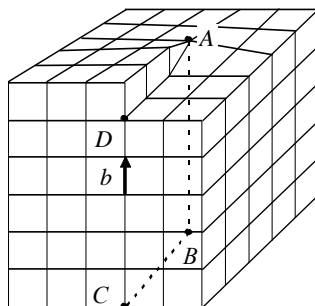


Рисунок 1.13 – Винтовая дислокация

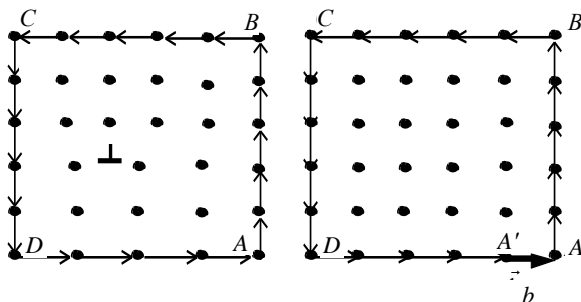


Рисунок 1.14 – Пример построения контура Бюргера и определения соответствующего вектора

Если $b = a$, где a – трансляционный вектор в данной плоскости скольжения, то дислокация называется полной (совершенной). Если $b = na$, то дислокация называется кратной (n -кратной мощности). В краевой дислокации вектор Бюргерса перпендикулярен линии дислокации; имеется единственная плоскость скольжения. В винтовой дислокации вектор Бюргерса параллелен линии дислокации; имеется бесконечное число плоскостей скольжения, но на практике важны только те, которые совпадают с плоскостями легкого сдвига.

Любая дислокация может быть представлена как суперпозиция краевой и винтовой. При этом ее вектор Бюргерса равен геометрической сумме их соответствующих векторов Бюргерса.

При наличии дислокаций на поверхности кристалла, как правило, имеются характерные ступеньки.

Плотность дислокаций:

– отношение числа дислокаций, пересекающих плоскую площадку к ее площади;

– отношение суммарной длины всех дислокаций в какой-то части тела к ее объему. В металлах, как правило, изменяется от $\sim 10^6 \text{ м}^{-2}$ для хорошо отожженных чистых сплавов до $\sim 10^{16} \text{ м}^{-2}$ для наклепанных металлов.

Поверхностные дефекты. Под поверхностными дефектами понимают такие нарушения в кристаллической решетке, которые обладают большой протяженностью в двух измерениях и протяженностью лишь в несколько межатомных расстояний в третьем измерении. Они представляют собой поверхности раздела между отдельными зернами или их блоками (субзернами) поликристаллического металла.

Каждое зерно металла состоит из отдельных блоков (или субзерен), образующих так называемую мозаичную структуру, или субструктуру. Зерна металла обычно разориентированы относительно друг друга на величину, достигающую от нескольких долей градуса (малоугловые границы) до нескольких градусов или нескольких их десятков (высокоугловые границы).

Границы между отдельными кристаллитами (зернами) представляют собой переходную область шириной в 5–10 межатомных расстояний, в которой решетка одного кристалла, имеющего определенную кристаллографическую ориентацию, переходит в решетку другого кристалла, имеющего иную кристаллографическую ориентацию. В связи с этим на границе зерна атомы расположены менее правильно, чем в объеме зерна. Кроме того, по границам зерен в технических металлах концентрируются примеси, что еще больше нарушает правильный порядок расположения атомов. Несколько меньшие нарушения наблюдаются на границах блоков или субзерен.

2 УПРУГАЯ И ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИИ

Деформацией называется изменение размеров и формы тела под действием приложенных сил. Тело деформируется под действием приложенных к нему внешних сил или различными физико-механическими процессами, например, вследствие температурного воздействия.

При этом в теле возникают внутренние напряжения. Напряжением называется отношение действующего усилия к площади поперечного сечения тела или образца

$$\sigma = F / S.$$

Сила F , действующая на некоторой площадке S , обычно не перпендикулярна к ней, а направлена под некоторым углом, поэтому в теле возникают не только *нормальные*, но и *касательные* напряжения. В зависимости от направления действия силы нормальные напряжения подразделяют на растягивающие и сжимающие.

Упругая деформация. Упругой деформацией называют деформацию, влияние которой на форму, структуру и свойства тела полностью устраняется после прекращения действия внешних сил. При растяжении монокристалла расстояния между атомами возрастают, а при сжатии – уменьшаются. При таком смещении атомов из положения равновесия нарушается баланс сил притяжения и электростатического отталкивания, поэтому после снятия нагрузки смещенные атомы вследствие действия сил притяжения или отталкивания возвращаются в исходное равновесное состояние, и кристаллы приобретают свою первоначальную форму и размеры.

Пластическая деформация. При возрастании касательных напряжений выше определенной величины (предел упругости) деформация становится необратимой. При снятии нагрузки устраняется лишь упругая составляющая деформации. Часть же деформации, которую называют пластической, остается. Пластическая деформация в кристаллах может осуществляться скольжением и двойникованием. Скольжение (смещение) отдельных частей кристалла относительно друг друга происходит под действием касательных напряжений, когда эти напряжения в плоскости и в направлении скольжения достигают определенной критической величины τ_k .

Схема упругой и пластической деформации металла с кубической структурой, подвергнутого действию касательных напряжений, показана на рисунке 2.1.

Скольжение в кристаллической решетке протекает по плоскостям и направлениям с наиболее плотной упаковкой атомов, где величина сопротивления сдвигу τ_k наименьшая. Это объясняется тем, что расстояние между соседними атомными плоскостями наибольшее, т. е. связь между ними наименьшая.

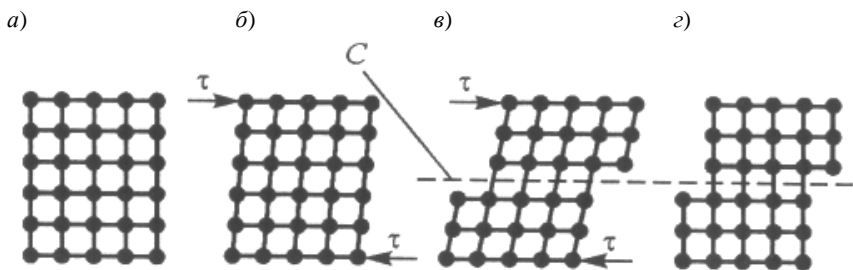


Рисунок 2.1 – Схема упругой и пластической деформации металла под действием напряжения сдвига:

a – первоначальный кристалл; *б* – упругая деформация; *в* – увеличение упругой и возникновение пластической деформации; *г* – остаточная деформация; *C* – плоскость сдвига

Плоскости скольжения и направления скольжения, лежащие в этих плоскостях, образуют систему скольжения. В металлах могут действовать одна или одновременно несколько систем скольжения. Чем больше в металле возможных плоскостей и направлений скольжения, тем выше его способность к пластической деформации. Металлы, имеющие кубическую кристаллическую решетку, обладают высокой пластичностью, так как скольжение в них происходит во многих направлениях. Металлы с гексагональной плотноупакованной структурой менее пластичны и поэтому труднее, чем металлы с кубической структурой, поддаются прокатке, штамповке и другим способам деформации.

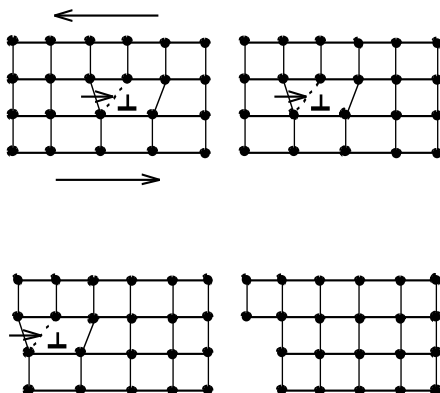
Процесс скольжения не следует, однако, представлять как одновременное передвижение одной части кристалла относительно другой. Такой жесткий, или синхронный, сдвиг потребовал бы напряжений, в сотни или даже тысячи раз превышающие те, при которых в действительности протекает процесс деформации.

Скольжение осуществляется в результате перемещения в кристалле дислокаций (рисунок 2.2). Чтобы дислокации из исходного положения переместились в соседнее положение, не нужно сдвигать всю верхнюю половину кристалла на одно межатомное расстояние. Перемещение дислокации в плоскости скольжения через весь кристалл приводит к смещению (сдвигу) соответствующей части кристалла на одно межплоскостное расстояние (см. рисунок 2.2), при этом слева на поверхности кристалла образуется ступенька.

Обычно в одном месте выходит на поверхность кристалла группа дислокаций (~10–100). Следует иметь в виду, что перемещение дислокаций, образовавшихся в процессе кристаллизации, ограничено. Большие деформации

возможны только вследствие того, что движение этих дислокаций вызывает появление или размножение большого количества новых дислокаций в процессе пластической деформации.

Рисунок 2.2 – Движение краевой дислокации в плоскости скольжения и образование ступеньки на поверхности



На начальной стадии пластическая деформация скольжением осуществляется движением дислокации, в одной системе – стадия легкого скольжения. Дислокации на этой стадии перемещаются сравнительно беспрепятственно на большие расстояния, обеспечивая прогрессирующую деформацию без значительного роста действующих напряжений. При более значительной степени деформации протекает стадия множественного скольжения – движение дислокации в двух и более системах. На этой стадии дислокационная структура металла очень усложняется, и плотность дислокации возрастает по сравнению с исходным состоянием на 4–6 порядков. Вследствие упругого взаимодействия между дислокациями, сопротивление их движению сильно возрастает, и для их продвижения внешнее напряжение должно резко увеличиваться.

Это явление – упрочнение металла в процессе пластической деформации – получило название наклепа. Все дефекты кристаллического строения затрудняют движение дислокаций, а, следовательно, повышают сопротивление деформации и уменьшают пластичность. Наибольшее значение имеет увеличение плотности дислокаций, так как возникающее при этом взаимодействие между ними тормозит дальнейшее их перемещение. Стадия легкого скольжения при деформации поликристаллического металла, в отличие от монокристаллов, отсутствует. С самого начала пластической деформации происходит упрочнение металла, связанное со скоплением дислокаций у границ. Однако основное упрочнение при холодной пластической деформации поликристаллических металлов определяется характером множественного скольжения в каждом зерне.

Зависимость прочности металла от плотности дислокаций представлена на рисунке 2.3. Металлы с ГЦК-решеткой упрочняются сильнее, чем металлы с ОЦК-решеткой. В результате холодной деформации уменьшается плотность, сопротивление коррозии и повышается электросопротивление. Холодная деформация ферромагнитных металлов, например железа, повышает коэрцитивную силу и уменьшает магнитную проницаемость.

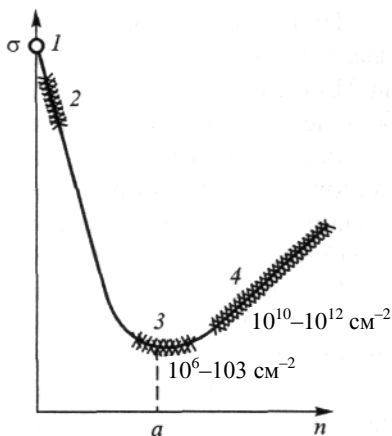


Рисунок 2.3 – Влияние плотности дислокаций на прочность

Увеличение прочности металла при сохранении достаточной пластичности и вязкости повышает надежность и долговечность машин (конструкций) и снижает расход металла на их изготовление вследствие уменьшения сечения деталей машин, что имеет важное народнохозяйственное значение. Принято различать техническую и теоретическую прочность металлов.

Под теоретической прочностью понимают сопротивление деформации и разрушению, которое должны были бы иметь материалы согласно физическим расчетам, с учетом сил межатомного взаимодействия и пред-

положения, что два ряда атомов одновременно смещаются относительно друг друга под действием напряжения сдвига. Исходя из кристаллического строения и межатомных сил можно ориентировочно определить теоретическую прочность металла.

Рассчитываемое теоретическое значение прочности в 100–1000 раз больше технической прочности. Как уже отмечалось, это связано с дефектами в кристаллическом строении и прежде всего с существованием дислокаций.

Как видно из рисунка 2.3, область 3 соответствует минимальной прочности и определяется некоторой критической плотностью дислокаций – a . Это относится к отожженным металлам.

Если плотность дислокаций или других дефектов меньше величины a , то сопротивление деформации резко увеличивается и прочность быстро приближается к теоретической (точка 1).

Повышение прочности достигается: созданием металлов и сплавов с бездефектной структурой; повышением плотности дефектов, затрудняющих движение дислокаций. Повышение прочности возможно также созданием композиционных материалов.

В настоящее время удалось получить кристаллы, практически не содержащие дислокаций (см. рисунок 2.3 область 2). Это нитевидные кристаллы небольших размеров: длиной 2–10 мм и толщиной 0,5–2,0 мкм, называемые «кусами», обладают прочностью, близкой к теоретической. Например, предел прочности нитевидных кристаллов железа составляет 13000 МПа, меди – 3000 МПа и цинка – 2250 МПа, по сравнению с пределом прочности технического железа 300 МПа, меди – 260 МПа и цинка – 180 МПа.

Увеличение размера усов сопровождается резким снижением прочности. Малые размеры нитевидных металлических кристаллов (усов) и высокая чувствительность их к поверхностным дефектам пока ограничивают использование их в технике. При увеличении плотности дислокаций свыше величины a (см. рисунок 2.3 область 4), происходит упрочнение металла. Плотность дислокаций не должна превышать 10^{12} – 10^{13} см⁻². При большей плотности в металле образуются трещины.

Все применяемые в настоящее время методы упрочнения металлов: деформационное упрочнение (наклеп), легирование, т. е. создание различных сплавов, термическая и термомеханическая обработка и др. – основаны на этом принципе.

3 ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛЕ

Под диффузией понимают перемещения атомов в кристаллическом теле на расстояния, превышающие средние межатомные данного вещества. Перемещения атомов, не связанных с изменением концентрации в различных объемах, называется самодиффузией. Диффузия, сопровождающаяся изменением концентрации, происходит в сплавах или в металлах с повышенным содержанием примесей и называется диффузией или гетеродиффузией.

Диффузия – прямое следствие теплового движения атомов. При постоянной температуре и отсутствии разности химических потенциалов в пределах системы диффузионное перемещение происходит неупорядоченно. Разность химических потенциалов может определить направленный диффузионный поток, т. е. направление преимущественного перемещения. При постоянной температуре разность химических потенциалов может быть обусловлена наличием дефектов в кристаллах, градиентом упругих напряжений, а также неоднородностью распределения концентраций компонентов системы.

В твердых телах принципиально возможно несколько механизмов диффузионного перемещения атома: циклический – одновременное перемещение группы атомов по замкнутому контуру; обменный – взаимный обмен положением двух атомов (частный случай циклического); вакансионный – переход атома из позиции, в которой он находится, в свободную позицию – вакансию; межузельный – перемещение атомов в междоузлиях (рисунок 3.1).

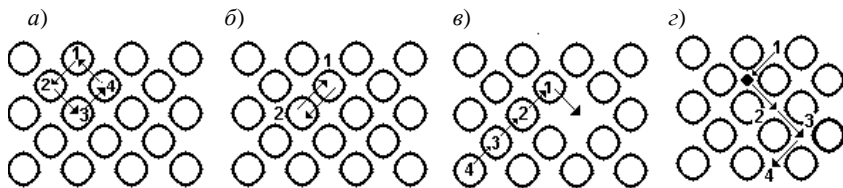


Рисунок 3.1 – Перемещение атомов в кристаллической решетке металлов:
a – циклическая диффузия; *б* – обменный механизм диффузии; *в* – вакансионная диффузия;
г – междуузельная диффузия; 1, 2, 3, 4 – перемещающиеся атомы

Реализуется тот механизм, при котором оказывается наименьшим энергетический барьер (энергия активации) – величина, которую необходимо преодолеть перемещающемуся атому. Для металлических атомов наиболее вероятен вакансионный механизм, а для элементов с малым атомным радиусом, таких как водород, углерод, азот – междуузельный.

Скорость диффузии определяется количеством вещества m , диффундирующего через единицу площади поверхности раздела за единицу времени. Количество диффундирующего (в единицу времени) вещества m зависит от градиента концентрации dC / dx элемента в направлении, нормальном к поверхности раздела и пропорционально коэффициенту, диффузии D :

$$m = -D dC / dx,$$

где dC – концентрация;

dx – расстояние в выбранном направлении.

Эта зависимость получила название первого закона Фика. Знак минус указывает, что диффузия протекает в направлении от объемов с большей концентрацией к объемам с меньшей концентрацией. Если градиент концентрации изменяется во времени τ , то процесс диффузии описывается вторым законом Фика:

$$dC/d\tau = Dd^2C/dx^2.$$

При выводе этого закона принимали, что коэффициент диффузии не зависит от концентрации, что справедливо только для самодиффузии, поэтому уравнение должно решаться (и решено) для определенных граничных условий диффузии.

Коэффициент диффузии D , $\text{см}^2/\text{с}$, т. е. количество вещества, диффундирующего через единицу площади (1 см^2), в единицу времени (1 с) при перепаде концентрации, равном единице, зависит от природы сплава, размеров зерна и особенно сильно от температуры. Температурная зависимость коэффициента диффузии подчиняется экспоненциальному закону:

$$D = D_0 e^{-Q/RT},$$

где D_0 – предэкспоненциальный множитель, величина которого определяется типом кристаллической решетки;

Q – энергия активации, ккал/(г-атом);

R – газовая постоянная, 1,987 кал/(моль °С);

T – температура, К.

Энергия активации диффузии Q характеризует энергию связи атомов в кристаллической решетке. Чем выше значение Q , тем больше величина энергии, необходимой для перехода атома из одного равновесного положения в решетке в другое, также равновесное. Требуемый для такого перехода избыток энергии приобретается атомом от его соседей благодаря тому, что атомы непрерывно обмениваются кинетической энергией (для теплового движения характерна неравномерность в распределении энергии между атомами). Так как энергия активации входит в показатель степени, она очень сильно влияет на коэффициент диффузии. Наиболее легко диффузия протекает по поверхности и границам зерен, где сосредоточены дефекты кристаллического строения (вакансии, дислокации и т. д.). В связи с этим энергия активации по границам зерен (блоков) примерно вдвое меньше, чем в объеме, т. е. при объемной диффузии.

Диффузионные процессы играют важную роль в процессах кристаллизации, рекристаллизации, фазовых превращений, лежат в основе многих технологических процессов, таких как получение материалов методами порошковой металлургии, создание диффузионных покрытий (азотирование, цементация, борирование, силицирование, хромирование, нитроцементация и т. п.), плазменных и детонационных покрытий, покрытий, получаемых методом холодного газодинамического напыления, а также в процессах обработки материалов резанием, при эксплуатации машин и механизмов и во многих других случаях.

4 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

Механические свойства материалов определяют их поведение под воздействием приложенных внешних нагрузок. К ним относятся:

- прочность – сопротивление материала деформации и разрушению;
- упругость – свойство материала восстанавливать первоначальную форму после снятия нагрузки;
- твердость – свойство материала сопротивляться проникновению в него другого более твердого тела;
- хрупкость – свойство материала разрушаться без заметного поглощения механической энергии в необратимой форме;
- вязкость – свойство материала, не разрушаясь, поглощать в заметных количествах механическую энергию в необратимой форме;

- изнашиваемость – свойство материала подвергаться поверхностному разрушению или повреждению под воздействием внешнего трения;
- износостойкость – сопротивление материалов деталей машин и других трущихся изделий износу;
- выносливость – свойство материала выдержать, не разрушаясь, большое число повторно-переменных напряжений. Постепенное разрушение материала при большом числе повторно-переменных напряжений называется усталостью;
- ползучесть – способность материала медленно и непрерывно деформироваться при постоянном напряжении и повышенной температуре.

Количественные (числовые) характеристики прочностных параметров определяются стандартными испытаниями. Различают испытания: статические – на растяжение, сжатие, изгиб, кручение; динамические – на ударную вязкость, на усталость при цикловых нагрузках; технологические.

4.1 Механические свойства, определяемые при статических испытаниях

Статическими называют испытания, при которых прилагаемая к образцу нагрузка возрастает медленно и плавно. К таким испытаниям относят испытания на растяжение, сжатие, кручение, изгиб и определение твердости.

Испытание на растяжение. Этот вид испытания получил широкое распространение для конструкционных сталей, цветных металлов и их сплавов. Испытание на растяжение по результатам одного опыта позволяет установить сразу несколько важных механических характеристик металла или сплава, определяющих его качество и необходимых для конструкторских расчетов.

Машины для испытаний снабжены прибором, записывающим диаграмму растяжения. Используют стандартные образцы. Рассмотрим типичную диаграмму растяжения металлов (рисунок 4.1). Кривая 1 характеризует поведение (деформацию) металла под действием напряжений, величина которых является условной σ , Па, ее вычисляют делением нагрузки F в данный момент времени на первоначальную площадь поперечного сечения образца S_0 :

$$\sigma = F / S_0.$$

Кривая 2 описывает поведение (деформацию) металла под действием напряжений, величина которых является истинной, ее вычисляют делением нагрузки P в данный момент времени на площадь поперечного сечения образца в этот же момент. При испытании на растяжение обычно пользуются диаграммой условных напряжений. Как видно из рисунка 4.1, до точки A деформация пропорциональна напряжению. Тангенс угла наклона прямой OA к оси абсцисс характеризует модуль упругости материала

$$E = \sigma / \delta,$$

где δ – относительная деформация.

Модуль упругости E определяет жесткость материала, интенсивность увеличения напряжения по мере упругой деформации.

Физический смысл модуля упругости сводится к тому, что он характеризует сопротивляемость металла упругой деформации, т. е. смещению атомов из положения равновесия в решетке.

Модуль упругости является очень существенной величиной для оценки материалов, используемых в конструкциях.

Так, при одних и тех же значениях напряжений тот материал даст меньшую упругую деформацию (например провисание балки), у которого больше модуль упругости.

Линейное соотношение между напряжением и деформацией

$$\sigma = E\varepsilon$$

называют законом Гука – в память о работах другого английского ученого Роберта Гука (1635–1703), впервые установившего линейную зависимость между нагрузкой и удлинением. Предельное напряжение в области упругой деформации (точка A на рисунке 4.1), где выполняется линейная зависимость между приложенным напряжением и вызываемой им деформацией, называется пределом пропорциональности. Его обозначают $\sigma_{\text{мп}}$.

Модуль упругости лишь весьма незначительно зависит от структуры металла и определяется силами межатомной связи. Все другие механические свойства являются структурно чувствительными и изменяются в зависимости от структуры (обработки) в широких пределах.

В специальной литературе можно встретить другое название этой характеристики – модуль растяжения, модуль Юнга – в честь английского ученого Томаса Юнга (1773–1829), изучавшего упругое поведение стержней.

Модуль упругости в большинстве случаев не зависит от структуры металла, т. е. не является структурно чувствительной характеристикой, а определяется силами межатомной связи. Значения модулей упругости для широко распространенных веществ приведены в таблице 4.1.

Предельное напряжение, соответствующее нагрузке, при снятии которой тело еще восстанавливает свои первоначальные размеры, называется пределом упругости. Предел упругости может совпадать с пределом пропорцио-

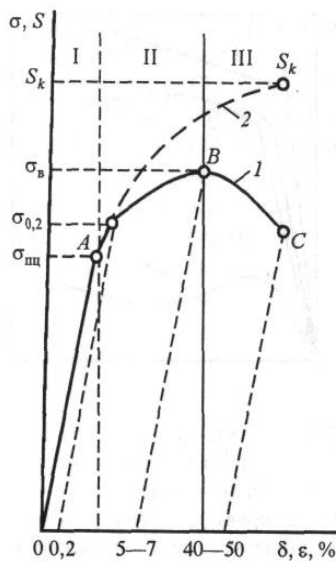


Рисунок 4.1 – Диаграмма растяжения

нальности или быть несколько выше его (точка *B* на рисунке 4.1). Во втором случае при напряжениях, близких к пределу упругости, наблюдается отклонение от закона Гука. Предел упругости принято определять, как напряжение, вызывающее остаточную деформацию, равную 0,05 % от первоначальной длины образца ($\varepsilon = 0,05$).

Таблица 1– Модули упругости некоторых металлов

Материал	E , ГПа	Материал	E , ГПа
Железо, сталь 20	210	Цинк	82
Медь листовая	113	Вольфрам	390
Магний	45	Титан	100
Латунь	97	Свинец	17
Алюминий	68		

Необходимо сделать следующее принципиальное замечание. С появлением точных методов измерения было установлено, что чисто упругой деформации, бесследно исчезающей после снятия нагрузки, не существует. Более того, точные измерения показывают, что вся кривая растяжения имеет не плавный, а ступенчатый характер, а каждая ступенька соответствует серии сдвигов, происходящих практически одновременно. Поэтому данные выше определения упругих характеристик являются в известной степени условными.

Наименьшее напряжение, при котором происходит необратимая пластическая деформация образца без заметного увеличения растягивающей нагрузки, называют пределом текучести. Ярко выраженную площадку текучести имеют, как правило, пластичные металлы и сплавы. Напряжение, соответствующее точке *A*, называют пределом пропорциональности $\sigma_{\text{пц}}$. Обычно определяют условный предел пропорциональности, т. е. напряжение, при котором отступление от линейной зависимости между напряжениями и деформациями достигает такой величины, что тангенс угла наклона, образованного касательной к кривой деформации с осью напряжений, увеличивается на 50 % от своего значения на линейном (упругом) участке.

Напряжения, не превышающие предела пропорциональности, практически вызывают только упругие деформации, поэтому нередко его отождествляют с условным пределом упругости $\sigma_{0,05}$. Предел упругости определяется как напряжение, при котором остаточная деформация достигает 0,05 % (или еще меньше) от первоначальной длины образца.

Напряжение, вызывающее остаточную деформацию, равную 0,2 %, называют условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$.

Предел текучести чаще всего выбирают в качестве одного из показателей прочности. Величины $\sigma_{\text{пц}}$ и $\sigma_{0,2}$ характеризуют сопротивление малым и умеренным деформациям. Дальнейшее повышение нагрузки вызывает более

значительную пластическую деформацию во всем объеме металла. Напряжение, отвечающее наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца, называют временным сопротивлением или пределом прочности σ_b (см. рисунок 4.1).

При испытании на растяжение определяют, кроме того, характеристики пластичности. К ним относятся относительное удлинение,

$$\delta = (l_k - l_0) / l_0 \cdot 100 \%$$

и относительное сужение

$$\psi = (S_0 - S_k) / S_0 \cdot 100 \%,$$

где l_0 и l_k – длина образца до и после разрушения;

S_0 и S_k – площадь поперечного сечения образца до и после разрушения соответственно.

Отношение изменения длины к начальной длине определяет условное удлинение. Отношение в каждый данный момент изменения длины к длине в этот момент дает истинное удлинение.

Твердость металлов. *Твердостью* называют свойство материала оказывать сопротивление пластической деформации при внедрении в его поверхность другого более твердого материала. Измерение твердости, вследствие быстроты и простоты осуществления, а также возможности без разрушения изделия судить о его свойствах, получило широкое применение для контроля качества металла в металлических изделиях и деталях. В настоящее время разработаны и используются различные методы определения твердости, но наибольшее распространение получили методы вдавливания твердого наконечника.

Определение твердости по Бринеллю. Метод основан на том, что в плоскую поверхность металла вдавливаются под постоянной нагрузкой P твердый стальной шарик (рисунок 4.2, а). После снятия нагрузки в испытуемом металле образуется отпечаток (лунка) с площадью поверхности S . Твердость по Бринеллю определяют по формуле

$$HB = P / S,$$

где P – нагрузка на шарик;

S – площадь отпечатка.

Для определения твердости измеряют диаметр лунки d и находят по нему твердость в прилагаемых к прибору таблицах. Метод Бринелля не рекомендуется применять для металлов твердостью более HB 450, так как шарик может деформироваться, что исказит результаты испытания.

Определение твердости по Роквеллу. В этом методе твердость определяют по глубине отпечатка. Наконечником служит алмазный конус с углом при вершине 120° или стальной закаленный шарик с $d = 1,588$ мм. Алмазный конус применяют для испытания твердых металлов, а шарик – для мягких металлов.

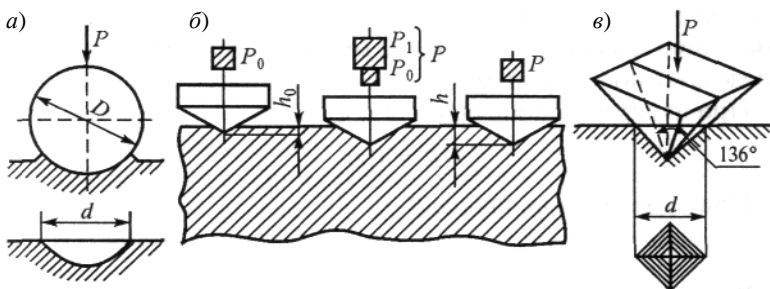


Рисунок 4.2 – Схема определения твердости:
а – по Бринеллю; *б* – по Роквеллу; *в* – по Виккерсу

Конус и шарик вдавливают двумя последовательными нагрузками (рисунок 4.2, б); предварительной $P_0 = 10$ кгс и общей $P = P_0 + P_1$ (где P_1 – основная нагрузка). Основная нагрузка составляет 90 кгс для шарика (шкала В), 140 кгс для алмазного конуса (шкала С) и 50 кгс для алмазного конуса при испытании очень твердых и более тонких материалов (шкала А).

Твердость по Роквеллу измеряют в условных единицах. За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на 0,002 мм. Твердость по Роквеллу (HR) определяют по формулам:

– при измерении по шкалам А и С

$$HR = 100 - e,$$

– при измерении по шкале В

$$HR = 130 - e.$$

Величину e определяют по следующей формуле:

$$e = (h - h_0) / 0,002,$$

где h – глубина внедрения наконечника в испытуемый материал под действием общей нагрузки P , измеренная после снятия основной нагрузки P_1 с оставлением предварительной нагрузки P_0 ;

h_0 – глубина внедрения наконечника в испытуемый материал под действием нагрузки P_0 .

Твердость по Роквеллу обозначается HRA (испытание алмазным конусом при нагрузке 60 кгс), HRC (тоже при нагрузке 150 кгс) и HRB (испытание стальным шариком при нагрузке 100 кгс) и сразу указывается по шкале прибора.

Метод Роквелла широко применяется в промышленности.

Определение твердости по Виккерсу. Твердость определяют вдавливанием в испытуемую поверхность (шлифованную или даже полированную) четырехгранной алмазной пирамиды (рисунок 4.2, в).

Твердость по Виккерсу (HV) определяют по формуле

$$HV = P / S,$$

где P – нагрузка на пирамиду;

S – площадь отпечатка,

или по формуле

$$HV = 1,854P / d^2,$$

d – среднеарифметическое значение длин диагоналей.

При измерении твердости применяют следующие нагрузки: 1,0; 2,0; 5,0; 10,0; 20,0; 30,0; 50,0; 100,0 кгс. Чем тоньше материал, тем меньше должна быть нагрузка. Твердость по Виккерсу определяется по специальным таблицам по измеренной величине d (диагональ отпечатка).

Метод Виккерса для определения твердости является наиболее универсальным, т. к. им можно определять твердость деталей большой и малой толщины, тонких поверхностных слоев в широком интервале значений твердости.

4.2 Механические свойства, определяемые при динамических испытаниях

Динамические методы измерения твердости. *Измерение твердости по методу UCI (Ultrasonic Contact Impedance – ультразвукового контактного импеданса).*

Твердомер 54-459 М (рисунок 4.3) представляет собой легкий переносной прибор для измерения твердости конструкционных и углеродистых сталей в лабораторных или цеховых условиях. Допускается применение твердомера для измерения твердости нержавеющей сталей и сплавов из цветных металлов в режиме «обучение твердомера» на образцовых мерах твердости предприятия-потребителя.

По принципу действия твердомер является реализацией метода UCI. Суть метода заключается в следующем.



Рисунок 4.3 – Твердомер
ультразвуковой динамический
модели 54-459 М

Алмазная пирамидка закреплена на конце металлического стержня, который колеблется под действием пьезопластины на резонансной частоте (рисунок 4.4). При калиброванной нагрузке (50 Н) алмазная пирамидка внедряется в материал и изменяет резонансную частоту. Это изменение увеличивается с ростом глубины внедрения в материал. Так как глубина внедрения алмазной пирамидки в материал является показателем прочности, то существует прямая зависимость между изменением частоты резонанса стержня и твердостью материала.

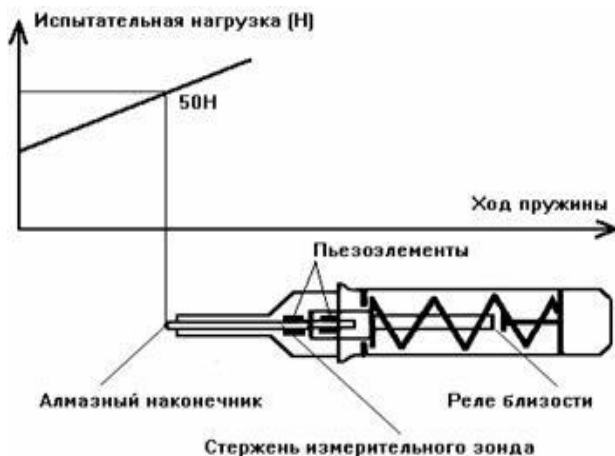


Рисунок 4.4 – Схема работы измерительного зонда

Типовые объекты контроля: валы, толстостенные трубы, зубья шестерен, поверхностно упрочнённые изделия, крупногабаритные изделия.

Особенность работы прибора модели 54-459 М:

- контроль в труднодоступных местах при различной ориентации датчика;
- встроенная микроЭВМ;
- цифровая индикация результатов измерений;
- результат измерений – в единицах твердости HRC, HB, HV;
- возможно введение двух дополнительных шкал;
- статистическая обработка результатов измерений;
- накопление информации и вывод ее на компьютер.

Для проведения измерения измерительный зонд устанавливается на контролируемом изделии и прижимается к нему. При этом стержень с алмазной пирамидкой перемещается назад, испытывая противодействие пружины. В соответствии с характеристикой пружины усилие прижатия возрастает с увеличением перемещения (см. рисунок 4.4) и достигает калиброванного значения, когда алмазная пирамидка приближается к упору. В это время

выключатель разрешает проведение измерения твердости, т. е. измерение частоты по UCI-методу.

Требования к контролируемому изделию:

– изделия массой более 1 кг и толщиной более 2 мм не требуют проведения дополнительных мероприятий;

– изделия массой менее 1 кг и толщиной менее 2 мм необходимо зафиксировать на опорной плите с помощью фиксирующей пасты (типа смазки ЦИАТИМ);

– шероховатость поверхности изделия Ra не более 1,6 мкм.

Технические параметры прибора 54-459 М.

Диапазон измерения:

– по Роквеллу – 20–70 HRC;

– по Бринеллю – 100–450 НВ;

– по Виккерсу – 240–940 НV.

Относительная погрешность, %:

– по Роквеллу – 1,5;

– по Бринеллю – 4,0;

– по Виккерсу – 3,0.

Возможное число замеров для вычисления среднего значения – от 1 до 9.

Число запоминаемых корректирующих коэффициентов для различных материалов – 12.

Измерение твердости, основанное на измерении отношения скорости отскока индентора от измеряемой поверхности.

Твердомер модели 54-359 М представляет собой легкий переносной прибор для измерения твердости конструкционных материалов, углеродистых и низколегированных сталей, чугунов в полевых или производственных условиях (рисунок 4.5).



Рисунок 4.5 – Твердомер динамический модели 54-359 М

Допускается применение твердомера для измерения твердости чугунов, нержавеющей сталей и сплавов из цветных металлов в режиме «обучение» твердомера на образцовых мерах твердости предприятия-потребителя. По принципу действия прибор является реализацией динамического метода оперативного контроля, характеризующегося широким диапазоном и высокой точностью измерений в сочетании с простотой обслуживания прибора в процессе измерения твердости.

Основные характеристики твердомера модели 54-359 М:

– типовые объекты контроля: валы, трубы, шестерни, крупногабаритные изделия;

– контроль в труднодоступных местах при различной ориентации датчика;

– строенная микроЭВМ;

– цифровая индикация результатов измерений;

– результат измерений – в единицах твердости HRC, HB, HV;

– статистическая обработка результатов измерений;

– накопление информации и вывод ее на компьютер.

Прибор комплектуется штатным датчиком типа D. Датчик D применяется для контроля изделий с шероховатостью поверхности Ra не более 1,6 мкм. Датчик D работает в диапазонах HB, HRC, HV.

Для контроля по более грубой поверхности прибор может быть дополнительно доукомплектован датчиком типа G. Энергия удара датчика G в 10 раз больше, чем датчика D. Датчик G используется при контроле изделий с шероховатостью поверхности Ra не более 6,3 мкм. Датчик G работает только в диапазоне HB.

Для контроля изделий с повышенной твердостью прибор может быть дополнительно доукомплектован датчиком типа E с алмазным наконечником. Датчик E используется при контроле изделий с шероховатостью поверхности Ra не более 1,6 мкм. Датчик E работает только в диапазоне HV.

Применение в датчике сменных насадок позволяет производить контроль в труднодоступных местах изделий.

Применение в бойке датчика наконечника из эльбора существенно повышает надежность контроля больших твердостей и увеличивает срок службы прибора в целом.

Использование в дефектоскопе микроЭВМ позволяет:

– получать результат измерений непосредственно в единицах твердости на цифровом индикаторе;

– отстраиваться в процессе обучения прибора по контрольным образцам от влияния механических свойств контролируемых материалов;

– проводить статистическую обработку результатов;

– оперативно производить коррекцию показаний прибора при смене бойка датчика.

Типичные случаи применения прибора:

– контроль качества продукции в металлургии и машиностроении;

- контроль качества котлов, труб и др. объектов энергетического производства;
- контроль тяжелых и крупногабаритных объектов;
- контроль деталей сложной конфигурации;
- измерения в труднодоступных зонах;
- контроль характера изменения твердости по длине изделия;
- оценка состояния элементов оборудования в процессе эксплуатации и проведения ремонтных работ;
- идентификация материалов в заготовительном производстве.

Технические параметры твердомера динамического модели 54-359 М.

Диапазон измерения:

- по Роквеллу – 20–70 HRC;
- по Бринеллю – 95–470 HB;
- по Виккерсу – 240–800 HV.

Относительная погрешность, %:

- по Роквеллу – 2,0;
- по Бринеллю – 4,0;
- по Виккерсу – 4,0.

Ударная вязкость определяется работой, необходимой для излома образца, отнесенной к рабочей площади поперечного сечения.

Исключительное значение ударной вязкости заключается в том, что эта характеристика является чрезвычайно чувствительной к самым незначительным изменениям в структуре металла, едва заметным даже при электронно-микроскопическом исследовании. Ударная вязкость резко снижается с увеличением размера зерна и при выделении по границам зёрен хрупких фаз. Так, например, если чистые никель или железо имеют ударную вязкость 1,5–20 МДж/м², то при содержании в этих металлах сотых долей процента серы, располагающейся в виде сернистых никеля или железа по границам зёрен, ударная вязкость при комнатной температуре падает в несколько раз. Сталь, содержащая фосфор на верхнем пределе для промышленных плавок (0,045 %), имеет работу распространения трещины в 2 раза меньшую, чем сталь, содержащая менее 0,005 % P. Каждая 0,01 % P повышает порог хладноломкости стали на 20–25 °С.

Ударную вязкость обозначают буквами *KCU*, *KCV* или *KCT*. Первые две буквы *KC* – обозначают символ ударной вязкости, третья буква *U*, *V* или *T* – вид концентратора (*U* – радиус концентратора $1 \pm 0,07$ мм, *V* – радиус $0,25 \pm 0,025$ мм и *T* – трещина). Размерность *KC*, Дж/м². Испытания образцов с концентраторами напряжений *V* и *T* проводят в случае использования металлов и сплавов для ответственных конструкций. Испытания выполняют при температуре +20 °С.

Динамические испытания на ударный изгиб выявляют склонность металла к хрупкому разрушению. Метод основан на разрушении образца

с концентратором посередине одним ударом маятникового копра (рисунок 4.6, *а*).

Образец устанавливают на двух опорах, затем наносят удар по его середине (рисунок 4.6, *б*) со стороны, противоположной надрезу.

Работа, затраченная на разрушение образца,

$$A_{\text{н}} = mgh(\cos\beta - \cos\alpha),$$

где m – масса маятника;

h – расстояние от оси маятника до его центра тяжести, м;

β – угол подъема маятника после разрушения образца;

α – угол подъема маятника перед ударом.

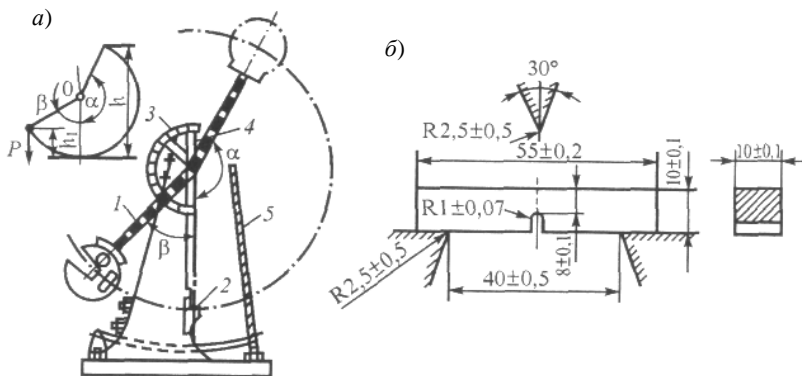


Рисунок 4.6 – Схема маятникового копра (*а*) и образца (*б*):

1 – маятник; 2 – образец; 3 – шкала; 4 – стрела; 5 – тормоз

В пластичном состоянии у металлов $KC > (5...7) \cdot 10^5$ Дж/м², в хрупком состоянии $KC < (1...2) \cdot 10^5$ Дж/м².

Разрушение бывает вязким (со значительной пластической деформацией) и хрупким, не сопровождающимся заметной пластической деформацией. Молибден, α -железо, вольфрам, цинк и многие другие металлы в зависимости от температуры могут разрушаться как вязко, так и хрупко. Понижение температуры приводит к переходу от вязкого характера разрушения к хрупкому (хладноломкость) (рисунок 4.7). Температура, при которой происходит переход одного вида разрушения в другой, получила название критической температуры хрупкости, или порога хладноломкости.

Температурная зависимость ударной вязкости имеет участок характерного резкого роста (см. рисунок 4.7, *а*), по которому и определяется температура хрупкости. Для некоторых материалов этот участок является более протяженным (см. рисунок 4.7, *б*). В этом случае температуру хрупкости

определяют по стандартной величине ударной вязкости $KC_{кр}$, заранее определенной для данного типа материала.

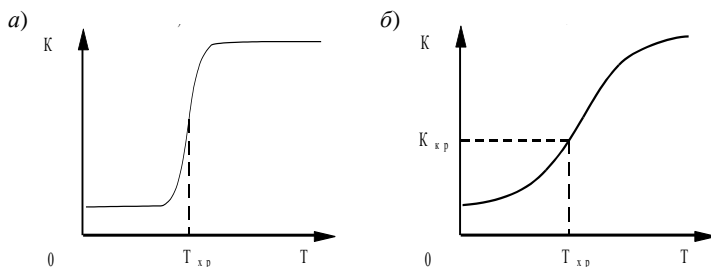


Рисунок 4.7 – Зависимость ударной вязкости материалов от температуры

Для металлов, имеющих элементарные ячейки кристаллической решетки типа ОЦК (стали на α -Fe, W, Mo) и ГПУ (Cd, Mg), наблюдается явление хладноломкости. Для ряда металлов в обычных условиях это явление не наблюдается. Это характерно для металлов, имеющих элементарные ячейки кристаллической решетки типа ГЦК (Cu, Al, Ni, аустенитные стали).

Порог хладноломкости зависит от структуры металла, вида концентраторов напряжения и других факторов, т. е. не является постоянной материала. Испытания на ударный изгиб выявляют склонность металла к хрупкому разрушению.

Хладноломкость не включается в систему факторов, определяющих надёжность конструкции, однако является очень важной характеристикой, поскольку позволяет рекомендовать температуры, ниже которых применять материал нельзя.

4.3 Механические свойства при переменных (циклических) нагрузках

В технике часто приходится сталкиваться с так называемой усталостью металлов, возникающей под действием переменной нагрузки и приводящей к преждевременному разрушению деталей машин и конструкций. Усталость металлов – разрушение в результате многократных повторных нагружений, т. е. от циклической нагрузки. Эта нагрузка должна быть ниже предела текучести $\sigma_{0,2}$. Для усталостного разрушения некоторых сталей достаточно напряжения $(0,45-0,50) \sigma_{0,2}$.

Процесс разрушения связан с накоплением дефектов в кристаллической решётке, приводящим сначала к местному разрушению – возникновению микротрещин. Первоначально процесс развивается медленно, а затем, когда

живое сечение образца ослабнет настолько, что напряжения превысят предел текучести, происходит внезапное разрушение.

Для характеристики степени утомляемости материала введено понятие *предела усталости* или *предела выносливости* – максимального напряжения, которое выдерживает материал, не разрушаясь при достаточно большом числе циклов нагружения. Для железа и его сплавов обычно берут 10 млн циклов нагружения, для цветных металлов – 100 млн.

На усталостную прочность стали, кроме структуры, сильное влияние оказывает качество поверхности образца. Упрочненная химико-термической обработкой или полированная поверхность, для которой характерно уменьшение количества и глубины надрезов, являющихся концентраторами напряжений, обладает существенно более высоким пределом выносливости по сравнению с необработанной поверхностью. Вместо дорогостоящей полировки часто используется обдувка изделий мелкой стальной или чугунной дробью. Эта операция не только устраняет мелкие неровности на поверхности, но и создает в поверхностном слое напряжения сжатия, т. е. напряжения, обратные напряжениям растяжения в эксплуатации. Обдувка дробью в несколько раз повышает долговечность изделий.

Усталостный излом (рисунок 4.8) получается при разрушении изделия в результате повторно-переменного (циклического) многократного нагружения.

Зона зарождения усталостной трещины. Для этой зоны характерны наибольший блеск и мелкозернистое строение поверхности. В очаге разрушения часто образуются радиально расходящиеся складки и рубцы. Ориентация складок и рубцов позволяет определить место зарождения усталостной трещины. Появлению усталостной трещины способствуют концентраторы напряжений (риски, забоины, трещины, прожоги, неметаллические включения, газовые пузыри и др.). Трещина может зародиться как на поверхности, так и внутри детали.

Зона постепенного развития усталостной трещины (см. рисунок 4.8) характеризуется наличием усталостных линий, представляющих волнообразные концентрические следы продвижения усталостного излома, расходящиеся от очага разрушения. Поверхность этой зоны гладкая, часто блестящая.

Зона долома – зона окончательного разрушения (см. рисунок 4.8). Усталостная трещина, развиваясь, постепенно ослабляет поперечное сечение детали. Наступает момент, когда оставшегося, не пораженного трещиной сечения, становится недостаточно для восприятия действующих нагрузок. Происходит окончательное разрушение. Оно протекает с большой скоростью. Зона долома имеет обычно признаки хрупкого разрушения. Лишь у очень пластичных металлов она имеет волокнистое строение. Таким образом, в усталостном изломе объединено несколько видов изломов.

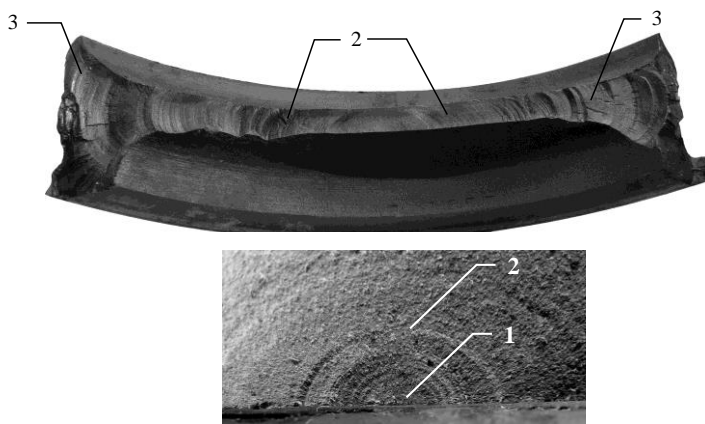


Рисунок 4.8 – Усталостный излом:

1 – зона зарождения трещины; 2 – зона распространения трещины; 3 – зона долома

Испытание на усталость (ГОСТ 2860–65, ГОСТ 2306–78) проводят для того, чтобы определить поведение металла в условиях повторно-переменного приложения нагрузки. В таких условиях у металлов наблюдается более низкая прочность по сравнению с прочностью, определяемой при статических испытаниях. Это происходит вследствие того, что под действием большого числа циклов переменных нагрузок в наиболее нагруженном или ослабленном месте металла зарождается и развивается трещина, и образуется участок усталостного излома. Когда оставшаяся неповрежденной часть сечения уже не может выдержать приложенной нагрузки, наступает быстрое (внезапное) разрушение детали, которое проявляется в изломе как зона долома.

Наибольшее напряжение, которое выдерживает металл без разрушения при повторении заранее заданного числа циклов переменных нагрузок, называют пределом выносливости. Термины, определения и обозначения, принятые при испытаниях на усталость, следующие.

Цикл напряжений – это совокупность последовательных значений переменных напряжений за один период процесса их изменения:

$$\sigma = \sigma_m + \sigma_a f(t) \text{ и } \tau = \tau_m + \tau_a f(t),$$

где σ_m и τ_m – средние нормальное и касательное напряжения цикла;

σ_a и τ_a – амплитуда цикла;

$f(t)$ – непрерывная периодическая функция, характеризующая форму цикла, близка к синусоиде (рисунок 4.9).

Максимальное напряжение цикла σ_{\max} – наибольшее по алгебраической величине напряжение цикла, равное алгебраической сумме среднего напряжения цикла и амплитуды:

$$\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a \text{ и } \tau_{\max} = \tau_m + \tau_a .$$

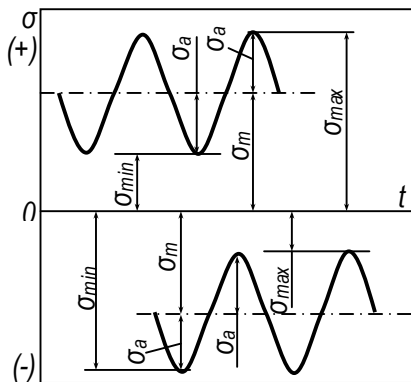


Рисунок 4.9 – Параметры циклов напряжений в области растяжения и сжатия

Минимальное напряжение цикла σ_{\min} – наименьшее по алгебраической величине напряжение цикла, равное алгебраической разности среднего напряжения цикла и амплитуды:

$$\sigma_{\max} = \sigma_m - \sigma_a \text{ и } \tau_{\max} = \tau_m - \tau_a .$$

Среднее напряжение цикла σ_m – статическая (положительная или отрицательная) составляющая цикла напряжений, равная алгебраической полусумме максимального и минимального напряжений:

$$\sigma_m = 0,5(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})$$

$$\text{и } \tau_m = 0,5(\tau_{\max} + \tau_{\min}) .$$

Амплитуда напряжений цикла – наибольшее (положительное) значение переменной составляющей цикла напряжений, равное алгебраической полуразности максимального и минимального напряжений цикла:

$$\sigma_m = 0,5(\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \text{ и } \tau_m = 0,5(\tau_{\max} - \tau_{\min}) .$$

Симметричный цикл напряжений – цикл, у которого максимальное и минимальное напряжения равны по величине, но противоположны по знаку.

Асимметричный цикл напряжений – цикл, у которого максимальное и минимальное напряжение имеют разные величины.

Коэффициент асимметрии цикла – характеристика степени асимметрии цикла напряжений. Это алгебраическое отношение минимального напряжения цикла к максимальному: $R_\sigma = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$, $R_\tau = \tau_{\min} / \tau_{\max}$.

Номинальное напряжение – напряжение, вычисленное по формулам сопротивления материалов без учета концентрации напряжений, остаточных напряжений и перераспределения напряжений в процессе деформирования.

Предел выносливости – характеристика выносливости материала, для которого характерен горизонтальный участок на кривой усталости. Предел выносливости выражают в номинальных напряжениях и обозначают σ_R ,

τ_R для циклов с коэффициентом асимметрии R . При симметричном цикле, т. е. при $R = -1$, предел выносливости обозначают σ_{-1} и τ_{-1} .

Предел ограниченной выносливости – характеристика выносливости материала в пределах спадающего участка кривой усталости (рисунок 4.10). Усталостная долговечность – характеристика выносливости материала определяется числом циклов, пройденных образцом перед разрушением при определенном (задаваемом) напряжении.

Испытание на усталость проводят при простых видах деформирования стандартных образцов – гладких или с концентраторами напряжений (изгиб, растяжение – сжатие, кручение), симметричных и асимметричных циклах, нормальной (~ 20 °С), повышенной и пониженной температурах; наличии и отсутствии агрессивной среды и в упругой и малоцикловой упругопластической области.

Для испытания металлов на усталость применяют гладкие образцы круглого и прямоугольного профиля, а для определения чувствительности материала к концентрации напряжений – образцы с надрезами. Образцы с надрезами применяют в виде кольцевой выточки V-образного профиля или двухсторонних V-образных вырезов (соответственно для круглых и прямоугольных образцов) и в виде симметричного поперечного отверстия. Образцы изготавливают по второму классу точности. Испытания образцов проводят при напряжениях (деформациях), близких к синусоидальному закону их изменения во времени.

Образцы при испытании нагружают при постоянно заданных максимальных или амплитудных напряжениях цикла в процессе всего испытания образца. Для построения кривой усталости и определения предела выносливости испытывают не менее 10 одинаковых образцов. При этом каждый образец испытывают только на одном уровне напряжений до разрушения или до базового числа циклов. На уровне предела выносливости должно быть испытано не менее двух образцов. База испытаний для определения пределов выносливости в обычных условиях должна быть не ниже: 10^7 циклов для материалов и сплавов, имеющих горизонтальный участок на кривой усталости (кривая 1 на рисунке 4.10);

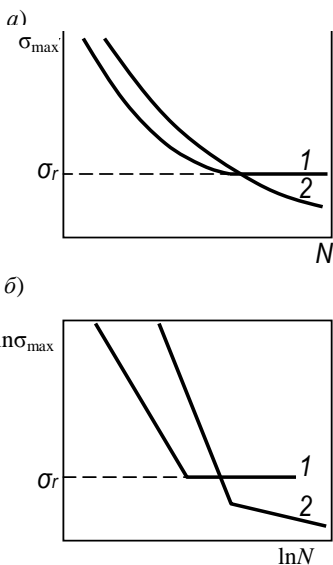


Рисунок 4.10 – Кривая усталости

10^8 циклов для легких сплавов и других материалов, кривые усталости которых не имеют горизонтальных участков (кривая 2 на рисунке 4.10).

Основной критерий разрушения при определении пределов выносливости и построении кривых усталости – полное разрушение образца. Кривые усталости строят в координатах: ординаты – максимальные или амплитудные напряжения циклов в равномерном (см. рисунок 4.10, а) или логарифмическом (см. рисунок 4.10, б) масштабе, абсциссы – долговечности образцов в логарифмическом масштабе. Кривые усталости при асимметричных циклах строят для серии одинаковых образцов, испытанных при одинаковых средних напряжениях или одинаковых коэффициентах асимметрии.

Выносливость материала недостаточно характеризовать только величиной предела выносливости σ_R , так как при прочих равных условиях последний зависит от коэффициента асимметрии цикла. Эту зависимость устанавливают экспериментально (определяют предел выносливости при различных коэффициентах асимметрии R_σ , R_τ) и представляют графически в виде диаграмм предельных напряжений в координатах $\sigma_{\max} - \sigma_m$ и $\sigma_{\min} - \sigma_m$ (рисунок 4.11). По оси абсцисс диаграммы откладывают средние величины напряжений цикла σ_m , а по оси ординат – соответствующие предельные значения максимального и минимального напряжений цикла σ_{\max} и σ_{\min} . Если среднее напряжение цикла равно a_m , то диаграмма дает возможность установить предельные величины напряжений σ'_{\max} и σ'_{\min} и предельные амплитуды цикла σ'_a , т. е. найти предел выносливости при любом коэффициенте асимметрии.

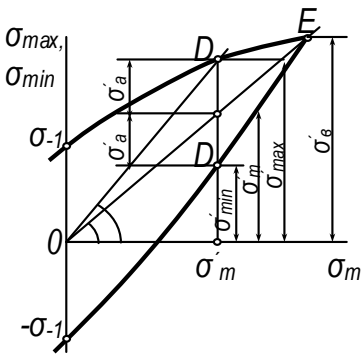


Рисунок 4.11 – Диаграмма предельных напряжений цикла

Отрезок, отсекаемый двумя ветвями диаграммы на оси ординат, определяет предел выносливости σ_{-1} при симметричном цикле, когда среднее напряжение $\sigma_m = 0$.

Испытания на усталость, как правило, проводят при средних напряжениях, которые ниже предела текучести стали.

При средних напряжениях, превышающих предел текучести, диаграмму предельных напряжений не строят. Теоретически обе ветви должны сходиться в точке E с ординатой σ_B , равной пределу прочности материала, т. е. $\sigma_m \approx \sigma_B$.

4.4 Ползучесть, длительная прочность

Так как многие узлы машин и конструкций работают при очень высоких или очень низких температурах, необходимо знать зависимость свойств металлов от температуры. С понижением температуры свойства изменяются следующим образом: как правило, предел прочности, пределы упругости и текучести, твердость повышаются, а удлинение, уменьшение поперечного сечения при разрыве и сопротивление удару падают. Кристаллические металлы в отличие от аморфных тел сохраняют свою способность к пластической деформации вплоть до абсолютного нуля. Аморфные тела становятся совершенно хрупкими, как только прекращается тепловое движение атомов. Необходимо отметить, что у некоторых металлов, к числу которых относятся железо и молибден, с понижением температуры пластичность очень резко падает. Наиболее вероятной причиной хладноломкости железа является содержание в нем фосфора, азота и других примесей даже в небольших количествах.

При повышении температуры пределы упругости, текучести, прочности и твердость падают, а сопротивление удару, удлинение и уменьшение поперечного сечения при разрыве растут. С повышением температуры начинает проявляться способность металлов к очень медленному, но непрерывному изменению размеров под действием сравнительно слабых постоянных по времени напряжений. Металл удлиняется, «ползет». Это явление известно под названием «ползучести» (рисунок 4.12).

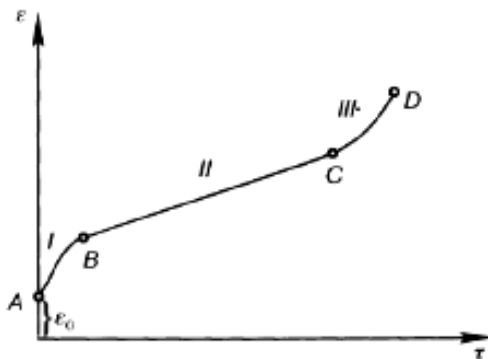


Рисунок 4.12 – Типичная кривая ползучести металлов

Цифрами I–III на кривой обозначены стадии ползучести. Они соответствуют участкам: AB – неуставившейся ползучести; BC – уставившейся, идущей с постоянной скоростью; CD – ускоренной ползучести; точка D – момент разрушения; ϵ_0 – деформация образца в момент приложения нагрузки.

Предел ползучести – наибольшее напряжение, при котором скорость или деформация ползучести за определенный промежуток времени не превышает значения, установленного техническими условиями. Ползучесть кристаллических материалов вызвана перемещением дефектов кристаллической решетки, вследствие чего локальные напряжения у краев трещины уменьшаются (релаксируют). *Релаксация* – процесс установления термодинамического равновесия в материалах – приводит к выравниванию напряжений в материале при постоянном деформировании.

Постепенное удлинение металла сопровождается появлением микропустот и трещин, концентрацией напряжений вокруг них и в результате приводит к разрыву. С явлением ползучести необходимо считаться при выборе материала для деталей турбин, авиационных двигателей, энергетических установок, работающих при высоких температурах.

Положив в основу срок службы изделий, обычно задаются максимально допустимой скоростью деформации вследствие ползучести. Предел ползучести обозначают знаком σ с числовыми индексами. Например: $\sigma_{0,1/200}^{700}$ обозначает предел ползучести при заданном удлинении 0,1 %, за 200 часов испытания при температуре 700 °С.

В технике наряду с понятием ползучести широко используется понятие *длительной прочности*. Под ним подразумевают величину напряжения, вызывающего при данной температуре через определенное время разрушение металла. Часто определяют 100-часовую или 1000-часовую прочность. Например, σ_{1000}^{800} означает предел длительной прочности за 1000 часов при 800 °С.

5 ОСНОВЫ ТЕОРИИ СПЛАВОВ

5.1 Фазы и структура в металлических сплавах

Сплавом называется вещество, полученное сплавлением двух или более элементов. Сплав, приготовленный преимущественно из металлических элементов и обладающий металлическими свойствами, называется *металлическим сплавом*.

Компонентами называются вещества, образующие сплав.

Фазой называют однородные составные части системы, имеющие одинаковый состав, кристаллическое строение и свойства, одно и то же агрегатное состояние. Две различные фазы разделены поверхностью раздела, при переходе через которую химический состав или структура вещества изменяется скачком. Фазы образуются благодаря проникновению частиц (атомов, ионов) одного компонента (растворимого) в кристаллическую решетку другого (растворителя) или в результате химической реакции между компонентами. Фа-

зами системы могут быть чистые элементы или химические соединения, или растворы, при этом они могут находиться в отдельности в каждом из возможных физических (агрегатном или полиморфном) состояний.

Под структурой понимают форму, размеры и характер взаимного расположения соответствующих фаз в металлах или сплавах. Различают макроструктуру (строение металла или сплава, видимое невооруженным глазом или при небольшом увеличении в 30–40 раз) и микроструктуру (строение металла или сплава, наблюдаемое с помощью микроскопа при больших увеличениях). Под микроструктурой понимают размер, строение и взаимное расположение зерен. Для определения микроструктуры из исследуемого металла изготавливают микрошлиф, т. е. небольшой образец, одну из плоскостей которого тщательно шлифуют, полируют. Затем подвергают травлению специальными реактивами, которые по-разному реагируют с разными фазами и окрашивают их в различные цвета.

По взаимодействию между компонентами сплава можно выделить следующие виды взаимодействия:

1) компоненты неограниченно растворимы в жидком состоянии, но нерастворимы в твердом состоянии и не образуют химических соединений. Сплавы, состоящие из таких компонентов, называют «механическими смесями»;

2) компоненты неограниченно растворимы в жидком состоянии и неограниченно растворимы в твердом состоянии. Сплавы, состоящие из таких компонентов, называют «неограниченными растворами»;

3) компоненты неограниченно растворимы в жидком состоянии и ограниченно растворимы в твердом состоянии. Сплавы, состоящие из таких компонентов, называют «ограниченные растворы»;

4) компоненты вступают в химическую реакцию по закону нормальной валентности.

Все существующие сплавы можно разделить на две большие группы:

1-я – неоднородные сплавы-смеси, состоящие из двух или более фаз в твердом состоянии;

2-я – однородные сплавы, состоящие из одной твердой фазы. Эти, в свою очередь, могут быть двоякого рода:

– сплавы – твердые растворы;

– сплавы – химические соединения.

В сплавах в зависимости от физико-химического взаимодействия компонентов могут образовываться следующие фазы: жидкие растворы, твердые растворы, химические соединения.

Жидкий раствор есть однородное жидкое тело, получаемое путем диффузии компонентов и не имеющее определенного химического состава.

Твердый раствор по существу не отличается от жидкого: он также представляет однородное тело неопределенного состава, получаемое путем диффузии одного компонента (растворимого) в другой (растворитель).

Только здесь происходит место диффузия в твердое тело, имеющее кристаллическое строение, т. е. пространственную решетку, и частицы растворимого компонента (например, *B*), проникая в растворитель *A*, будут располагаться в решетке последнего, а не между беспорядочно расположенными, легкоподвижными частицами аморфной жидкости, как в случае жидкого раствора.

Рентгенографическим методом установлены два случая образования твердого раствора:

1) атомы растворимого как бы выталкивают атомы растворителя с мест, занимаемых ими в основной решетке, и занимают их места. Такую решетку твердого раствора называют решеткой замещения (рисунок 5.1, *a*);

2) частицы (атомы) растворимого при диффузии проникают внутрь ячеек растворителя, не нарушая их строения, и образуют вид решетки твердого раствора, называемой решеткой внедрения (рисунок 5.1, *б*).

При образовании твердого раствора замещения атомы растворенного компонента замещают часть атомов растворителя в его кристаллической решетке. Атомы растворенного компонента могут замещать любые атомы растворителя, но взаимное расположение всех атомов не обязательно является статистически неупорядоченным.

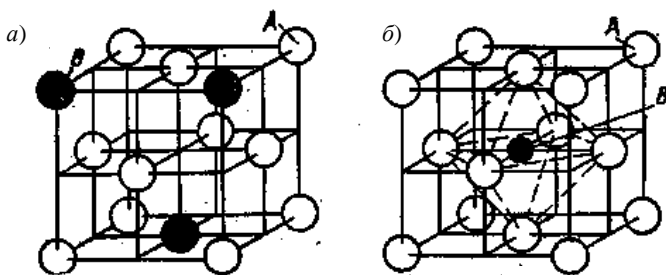


Рисунок 5.1 – Схема твердого раствора:
a – замещения; *б* – внедрения

При образовании твердого раствора внедрения атомы растворенного компонента располагаются в междуузлиях (пустотах) кристаллической решетки растворителя. При этом атомы располагаются не в любом междуузлии, а в таких пустотах, где для них имеется больше свободного пространства. Так как и электронное строение и размеры атомов растворителя и растворенного компонента различны, то при образовании твердого раствора кристаллическая решетка всегда искажается и периоды ее изменяются. При образовании твердого раствора замещения период решетки может увеличиться или уменьшиться в зависимости от соотношения атомных радиусов растворителя и растворенного компонента. В случае твердого раствора внедрения период решетки растворителя всегда возрастает.

Все металлы могут в той или иной степени взаимно растворяться друг в друге в твердом состоянии. Например, в алюминии может растворяться до 5,5 % Cu, а в меди 39 % Zn без изменения типа их кристаллической решетки. В тех случаях, когда компоненты могут замещать друг друга в кристаллической решетке в любых количественных соотношениях, образуется непрерывный ряд твердых растворов.

Твердые растворы замещения с неограниченной растворимостью могут образоваться при соблюдении условий, приведенных ниже.

1 Компоненты должны обладать одинаковыми по типу (изоморфными) кристаллическими решетками. Только в этом случае при изменении концентрации твердого раствора будет возможен непрерывный переход от кристаллической решетки одного компонента к решетке другого компонента.

2 Различие в атомных размерах (ΔR) компонентов должно быть незначительным и не превышать 8–15 %.

3 Компоненты должны принадлежать к одной и той же группе Периодической системы элементов или к смежным родственным группам и в связи с этим иметь близкое строение валентной оболочки электронов в атомах.

Например, неограниченно растворяются в твердом состоянии следующие металлы: Ag и Au ($\Delta R = 0,2$ %), Ni и Cu ($\Delta R = 2,7$ %), Ni и ($\Delta R = 10,5$ %), Mo и W ($\Delta R = 9,9$ %), V-Ti ($\Delta R = 2,0$ %). Такие металлы, как Na, Ca, K, Pb, Sr и др., имеющие большой атомный диаметр, в γ -Fe, Cu, Ag нерастворимы. Однако даже при соблюдении перечисленных условий непрерывный ряд твердых растворов может не возникнуть.

Твердые растворы внедрения образуются только в тех случаях, когда диаметр атома растворенного элемента невелик.

Твердые растворы этого типа получают лишь при растворении в металле (например, в железе, молибдене, хrome и т. д.) углерода (атомный радиус 0,77 Å), азота (0,71 Å), водорода (0,46 Å), т. е. элементов с малым атомным радиусом. Твердые растворы внедрения могут быть только ограниченной концентрации, поскольку число пор в решетке ограничено, а атомы основного компонента сохраняются в узлах решетки. Роль этого вида твердого раствора значительна в сталях и чугунах.

В металловедении принято обозначать: чистые компоненты – большими буквами латинского алфавита *A, B, C*, твердые растворы – малыми буквами греческого алфавита α, β, γ и т. д., а упорядоченные твердые растворы теми же буквами со штрихом.

Химические соединения и родственные им по природе фазы в металлических сплавах многообразны. Характерные особенности химических соединений, образованных по закону нормальной валентности, приведены ниже.

1 Кристаллическая решетка отличается от решеток компонентов, образующих соединение. Атомы в решетке химического соединения располага-

ются упорядоченно, т. е. атомы каждого компонента расположены закономерно и по определенным узлам решетки. Большинство химических соединений имеют сложную кристаллическую структуру.

2 В соединении всегда сохраняется простое кратное соотношение компонентов. Это позволяет выразить их состав простой формулой A_nB_m , где A и B – соответствующие элементы; n и m – простые числа.

3 Свойства соединения резко отличаются от свойств образующих его компонентов.

4 Температура плавления (диссоциации) постоянная.

5 Образование химического соединения сопровождается значительным тепловым эффектом.

В отличие от твердых растворов химические соединения обычно образуются между компонентами, имеющими большое различие в электронном строении атомов и кристаллических решеток.

В качестве примера типичных химических соединений с нормальной валентностью можно указать на соединения магния с элементами IV–VI групп Периодической системы: Mg_2Sn , Mg_2Pb , Mg_2P_2 , Mg_3Sb_2 , Mg_3Bi_2 и др.

Соединения одних металлов с другими носят общее название **интерметаллидов** или **интерметаллических соединений**. Химическая связь между атомами в интерметаллидах чаще металлическая.

Соединения металла с неметаллом (нитриды, карбиды, гидриды и т. д.), которые могут обладать металлической связью, нередко также называют металлическими соединениями.

Большое число химических соединений, образующихся в металлических сплавах, отличается по некоторым особенностям от типичных химических соединений, так как не подчиняется законам валентности и не имеет постоянного состава.

5.2 Термический анализ и диаграммы состояния

Процесс образования кристаллов из жидкости принято называть первичной кристаллизацией (в отличие от вторичной, происходящей в твердом металле). Начало образования кристаллов при охлаждении жидкого металла легко заметить, наблюдая так называемые кривые охлаждения, т. е. изменение температуры с течением времени. Для построения такой кривой нужно иметь прибор для измерения температуры и таймер. В качестве первого берется обычно термометр или термопара, погружаемые одним концом в испытуемый расплавленный сплав (рисунок 5.2).

Погрузив датчик температуры в жидкий (расплавленный) металл, охлаждая его и наблюдая в нем падение температуры с течением времени, получим кривые охлаждения, вид которых изображен на рисунке 5.3. На этом рисунке видно, что при температуре T_3 на кривой получается горизонтальный участок, свидетельствующий об остановке температуры при охлаждении.

Это и есть температура затвердевания металла или температура перехода из жидкого состояния в твердое. Так как при кристаллизации теплота выделяется, то в момент затвердевания постепенное снижение температуры должно прекратиться, и это заметно также по горизонтальному участку на кривой охлаждения.

Для проведения термического анализа сплавов изготавливают ряд сплавов из одних и тех же компонентов, но различного состава. Сплавы расплавляют и затем, в процессе охлаждения, записывают изменение температуры в зависимости от времени. По данным наблюдений строят кривые охлаждения.

Сплавы могут затвердевать в некотором интервале температур, т. е. нет определенной температуры кристаллизации как это наблюдается у чистых металлов. В начале и в конце процесса кристаллизации на кривых охлаждения будут наблюдаться точки перегиба. Перегибы и остановки на кривых охлаждения, называемые *критическими точками*, связаны с уменьшением скорости охлаждения вследствие выделения скрытой теплоты кристаллизации. В процессе кристаллизации и последующего охлаждения металлических сплавов в них происходят структурные и фазовые превращения, которые описываются с помощью *диаграмм фазового равновесия* или *диаграмм состояния*, показывающих структуру сплава и фазовый состав в зависимости от его концентрации и температуры. В данном разделе рассматриваются лишь основные типы диаграмм состояния двухкомпонентных систем.

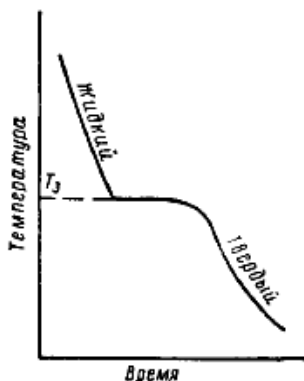


Рисунок 5.3 – Кривая охлаждения чистого металла

достаточно близких к ним. Это состояние может быть достигнуто только при очень малых скоростях охлаждения или длительном нагреве. В связи с этим рассмотрение диаграмм состояния позволяет определить фазовые превращения в условиях очень медленного охлаждения или нагрева. Истинное

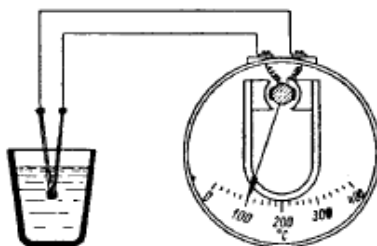


Рисунок 5.2 – Схема установки для получения кривых охлаждения с помощью терморпары

Диаграммы состояния, или диаграммы фазового равновесия в удобной графической форме показывают фазовый состав сплава в зависимости от температуры и концентрации. Диаграммы состояния строят для условий равновесия или условий,

равновесие в практических условиях достигается редко. В подавляющем числе случаев сплавы находятся в метастабильном состоянии, т. е. в таком состоянии, когда они обладают ограниченной устойчивостью и под влиянием внешних факторов переходят в другие более устойчивые состояния, так как их свободная энергия больше минимальной.

Правило фаз. Диаграммы фазового равновесия характеризуют окончательное или предельное состояние сплавов, т. е. полученное после того, как все превращения в них произошли и полностью закончились. Это состояние сплава зависит от внешних условий (температуры, давления) и характеризуется числом и концентрацией образовавшихся фаз. Правило фаз дает нам указание, какое количество фаз может существовать в сплаве (системе) в условиях его равновесия в зависимости от его состава, т. е. присутствующих в нем компонентов, образующих систему, и от его температуры и давления. Оно может быть выражено следующей формулой:

$$F = K + 2,$$

где F – число фаз, находящихся в равновесии;

K – число компонентов, образующих систему, т. е. минимальное число химических элементов, необходимых для образования любой фазы системы;

2 – число переменных внешних факторов равновесия – давления и температуры.

Если давление постоянно, как это получается обычно при изучении сплавов (поскольку мы обычно строим диаграммы при нормальном атмосферном давлении), этот фактор как независимое переменное отпадает, и в формуле вместо цифры 2 нужно брать 1 (температура).

Тогда уравнение примет следующий вид:

$$F = K + 1.$$

Для двухкомпонентных систем при наличии трех сосуществующих фаз все факторы равновесия (температура и концентрация компонентов в фазах) являются вполне определенными и неизменными: мы не сможем произвести изменения какого-либо из этих факторов и сохранить те же три фазы. Такое равновесие называют неизменяемым или безвариантным (инвариантным). В этом случае говорят, что система имеет нулевую степень свободы, понимая под последней возможность изменения какого-нибудь фактора равновесия при сохранении того же числа фаз. Если эту степень свободы обозначить буквой S , то правило фаз в сплавах можно выразить также следующей формулой (при постоянном давлении):

$$S = K + 1 - F.$$

Так как число степеней свободы не может быть меньше нуля и не может быть дробным числом, то $K - \Phi + 1 \geq 0$, а $\Phi \leq K + 1$, т. е. число фаз в сплаве, находящемся в равновесном состоянии, не может быть больше, чем число компонентов плюс единица. Следовательно, в двойной системе в равновесии может находиться не больше трех фаз, в тройной – не больше четырех и т. д. Под числом степеней свободы (вариантностью системы) понимают возможность изменения температуры, давления и концентрации без изменения числа фаз, находящихся в равновесии.

Если в равновесии в системе с определенным числом компонентов находится максимальное число фаз, то число степеней свободы системы равно нулю ($C = 0$).

В случае уменьшения числа фаз на одну против максимально возможного число степеней свободы возрастает на единицу ($C = 1$). Такую систему называют моновариантной (одновариантной). Когда $C = 2$, система бивариантна (двухвариантна).

5.3 Диаграммы состояний простейших систем

Первый основной тип диаграмм состояний описывает сплавы, представляющие механические смеси металлов. Изучение сплавов начнем (как в простых металлах) с наблюдения температур их затвердевания из жидкости и происходящего при этом процесса кристаллизации и образования соответствующей первичной структуры. Принято состав сплавов характеризовать процентом содержания в нем соответствующих компонентов. Для двойных сплавов ($A + B$) достаточно указать процент лишь одного из компонентов (например, компонента B : 100 %). Очевидно, что на диаграмме должны заключаться всевозможные сочетания компонентов $A + B$ (до 100 % одного в другом), которые составляют систему сплавов.

Для построения диаграммы нет необходимости брать большое количество сплавов, можно задаться лишь несколькими составами сплавов системы. Для построения диаграммы системы сплавов, например, свинец – сурьма, отложим по горизонтали (рисунок 5.4) все сплавы нашей системы, отметим на ней составы взятых сплавов и проведем над ними вертикали (показаны пунктиром). На этих вертикалях будем откладывать температуры (в известном масштабе).

Прибавим к этим точкам критические точки затвердевания чистых металлов Pb (0 % Sb) и Sb (100 % Sb), для которых будет получаться по одной точке затвердевания: для Pb – 327 °С, точка A , для Sb – 630 °С точка B . Предполагая, что все промежуточные между указанными сплавы данной системы имеют критические точки, расположенные между найденными, со-

единым точки, соответствующие началу затвердевания, плавными кривыми; тогда они дадут пересечение с точкой, лежащей на одной горизонтали с полученными нижними точками, соответствующими окончанию затвердевания. В результате получим диаграмму состояний системы сплавов Pb–Sb. В ней по горизонтали находится состав каждого сплава данной системы, а по вертикали – температуры, соответствующие критическим точкам или температурам превращения для каждого сплава.

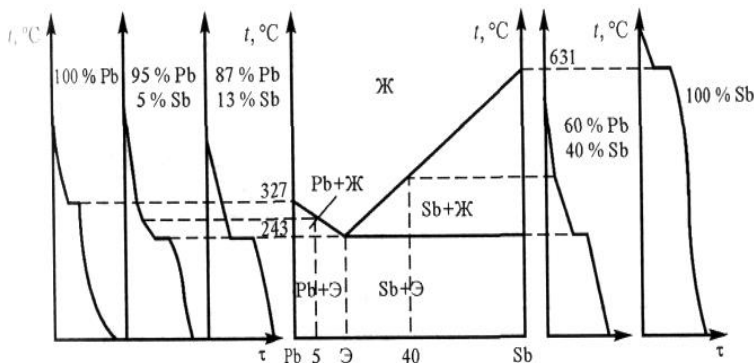


Рисунок 5.4 – Построение диаграммы состояний системы сплавов Pb–Sb по кривым охлаждения

Все сплавы, за исключением одного, имеют по две критических точки затвердевания. Как указано выше, эти точки отвечают началу и концу затвердевания: верхняя – началу, нижняя – концу. Таким образом, сплавы в отличие от чистых металлов затвердевают не при одной определенной температуре, а в интервале температур. Верхняя линия, отвечающая началу этого интервала затвердевания, называется линией ликвидуса или просто ликвидусом, а нижняя линия, отвечающая концу интервала, называется линией солидуса или солидусом. Выше линии ликвидуса сплавы находятся полностью в жидком состоянии, а ниже линии солидуса – в твердом. Очевидно, в промежутке между этими линиями сплавы являются частично жидкими, частично твердыми.

Полученный вид диаграммы (см. рисунок 5.4) относится к такому случаю, когда оба компонента, растворяясь взаимно в жидком состоянии, абсолютно нерастворимы в твердом. Хотя в природе абсолютной нерастворимости элементов не существует для упрощения будем считать такой (абстрактный) случай существующим и положим, что Pb и Sb являют как раз такой пример отсутствия образования твердых растворов между компонен-

тами. Этот случай – простейший из прочих и характеризует, следовательно, такие сплавы, которые в твердом состоянии неоднородны, представляя смесь обоих нерастворимых компонентов. Рассмотрим в связи с полученной диаграммой, как происходит процесс кристаллизации сплавов данной системы и какова их структура.

Рассмотрение процесса затвердевания проще всего начать со сплава, имеющего только одну точку затвердевания, т. е. затвердевающего не в интервале температур, а при одной определенной температуре – 240 °С. Как известно, во всех сплавах взятой системы при затвердевании образуется смесь чистых металлов – компонентов; поэтому и данный сплав должен также превращаться при своей единственной температуре затвердевания из однородного жидкого раствора в смесь твердых компонентов.

В нашем сплаве, имеющем определенный состав (отвечающем 13 % Sb), таким металлом, который рассеян равномерно в виде мелких включений, является сурьма (Sb), а металлом, в котором располагаются эти включения и который служит как бы основой всего сплава, является свинец. Подобная структура, определяемая одновременным затвердеванием двух фаз, называется эвтектической, или просто эвтектикой, а самый сплав, имеющий исключительно такую структуру, называется эвтектическим сплавом.

Эвтектический сплав имеет одну лишь критическую точку затвердевания и представляет собой механическую смесь двух металлов или фаз, равномерно распределенных между собой.

Если посмотреть, какой вид имеет под микроскопом строение такого сплава, то, приготовив шлиф, т. е. срезав и отполировав образец такого сплава по какой-нибудь плоскости, можно увидеть на этой плоскости множество светлых образований, сходных по форме, более или менее одинаковых по величине и равномерно перемежающихся с участочками другого оттенка.

Из рисунка 5.4 видно, что все сплавы имеют по две критические точки: нижнюю, лежащую на одной горизонтали с эвтектической точкой, и, следовательно, соответствующую одной и той же температуре, и верхнюю, расположенную для различных сплавов при разных температурах тем выше, чем больше сплав отличается по составу от эвтектического. Как мы уже знаем, эта верхняя критическая точка соответствует началу затвердевания сплава, нижняя – концу его, т. е. затвердевание происходит в некотором интервале температур.

Как показали исследования, в этом интервале происходит затвердевание одного из чистых металлов – компонентов, причем если сплав содержит сурьмы меньше 13 %, то из жидкого раствора в указанном интервале сначала затвердевает чистый свинец. Если же сплав по составу содержит больше 13 % Sb, то из жидкого раствора выделяется сначала в качестве твердой фазы чистая сурьма.

Эвтектика как структурный элемент встречается во всех сплавах диаграммы. Избыточная же сурьма может встречаться лишь в сплавах, расположенных за эвтектическим составом. Такие сплавы поэтому называются заэвтектическими. Сплавы же, расположенные по диаграмме до эвтектического состава (левее эвтектической точки), называют доэвтектическими. В доэвтектических сплавах находится в избытке свинец. Следовательно, в них затвердевание начнется в верхней критической точке выделением из жидкого сплава чистого твердого свинца, которое будет продолжаться во всем интервале температур от верхней критической точки до нижней. В последней оставшаяся жидкая фаза обогатится сурьмой до эвтектического состава и застынет сразу.

Второй основной тип – диаграмма состояния сплавов, компоненты которых образуют неограниченные твердые растворы.

Диаграмма состояния для случая полной взаимной растворимости компонентов A и B (например, меди и никеля) в жидком и твердом состояниях приведена на рисунке 5.5.

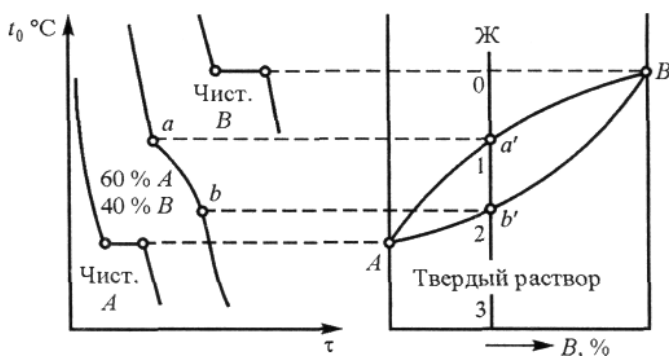


Рисунок 5.5 – Диаграмма состояния, кривые охлаждения и схемы образования структур сплавов с неограниченной растворимостью компонентов

Сплавы этого типа затвердевают в интервале температур и имеют две критические точки a и b на кривых охлаждения. Получив серию кривых охлаждения, по ним определяют критические точки, соответствующие началу и концу кристаллизации. При температуре точки a из жидкого раствора начинают выделяться кристаллы α -твердого раствора, и на кривой охлаждения отмечается перегиб, процесс кристаллизации протекает при понижающейся температуре, так как, согласно правилу фаз, в двухкомпонентной системе при наличии двух фаз число степеней свободы будет равно единице ($C = 2 + 1 - 2 = 1$). При достижении температуры точки b процесс кристаллизации заканчивается, и при более низких температурах существу-

ет только α -твердый раствор. Аналогично затвердевают и другие сплавы этой системы. Линия на диаграмме состояния, соединяющая точки начала кристаллизации ($Aa'B$), получила название *линии ликвидус* (жидкий), а линия, соединяющая точки конца кристаллизации ($Ab'B$), – *линии солидус* (твердый). Из диаграммы следует, что выше линии $Aa'B$ сплав состоит из однородного жидкого раствора, между линиями $Aa'B$ и $Ab'B$ – из кристаллов α -твердого раствора и жидкой фазы, а ниже линии $Ab'B$ – из однородного α -твердого раствора (α -твердый раствор представляет твердый раствор замещения металла В в металле А).

Правило отрезков

При анализе строения и свойств сплавов важным является состав фаз и их количественное соотношение. При понижении температуры ниже линии ликвидус число кристаллов затвердевшего компонента будет возрастать, а жидкий раствор будет им обедняться. Для определения количества фаз и их концентрации в любой точке диаграммы, когда в сплаве одновременно существуют две фазы, служит правило отрезков (рычага).

На рисунке 5.6 приведены диаграммы состояния сплавов, образующих механические смеси, и с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии. Из рисунка 5.6, а следует, что при температуре, соответствующей точке k , сплав состоит из затвердевшего компонента Sb и жидкой фазы.

Для определения соотношения фаз и их состава через точку k проводим горизонтальную линию (**коноду**) до пересечения с линиями, ограничивающими область на диаграмме. Проекция точек пересечения на ось концентрации l' и s' показывают состав фаз: жидкая фаза содержит 44 % Sb, твердая – 100 % Sb.

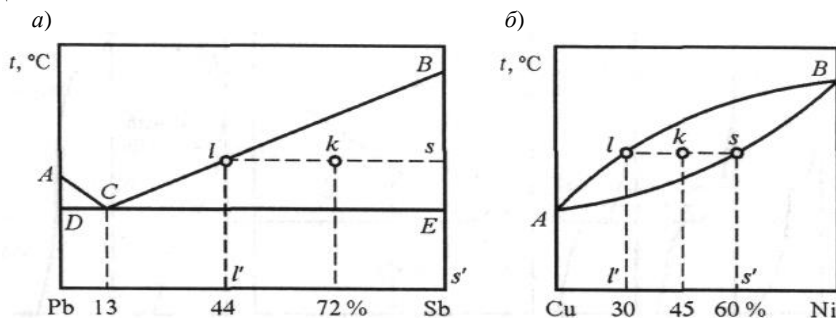


Рисунок 5.6 – Правило отрезков для сплавов, образующих механические смеси (а) и твердые растворы (б)

Отрезки горизонтальной линии между точкой k и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количеству этих фаз.

$$sk / lk = Q_{\text{ж}} / Q_{\text{т}},$$

где $Q_{\text{т}}$ и $Q_{\text{ж}}$ – количество твердой и жидкой фаз.

Для определения отношения какой-либо фазы (например, твердой $Q_{\text{т}}$) ко всему количеству сплава $Q = Q_{\text{т}} + Q_{\text{ж}}$ используется выражение

$$Q_{\text{т}} / Q = lk / sl,$$

где sl – вся длина горизонтальной линии.

Для заэвтектического сплава при понижении температуры концентрация жидкого раствора в сплаве любого состава будет изменяться по линии CB , и на линии DCE состав жидкого раствора всегда соответствует эвтектическому (проекция точки C).

Таким же образом определяется соотношение и состав фаз для сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии (рисунок 5.6, б). При температуре и концентрации, отвечающих точке k , сплав состоит из кристаллов твердого раствора и жидкой фазы. Для определения состава жидкой фазы через точку k проводится горизонталь (конода) до пересечения с линиями ликвидус и солидус, а проекции l' и s' на ось концентраций показывают состав жидкой и твердой фаз. Соотношение фаз определяется по правилу отрезков

$$Q_{\text{т}} sk = Q_{\text{ж}} lk.$$

Таким образом, с помощью правила отрезков можно определять фазовый состав сплава заданного состава при определенной температуре и найти приблизительное количество фаз.

Третий основной тип – диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы с частичным распадом твердого раствора при понижении температуры. Диаграмма состояния сплавов с частичным распадом твердого раствора при понижении температуры приведена на рисунке 5.7. Линии ac и bc являются линиями ликвидус. При температурах, соответствующих линии ac , из жидкого сплава начинают выделяться кристаллы α (твердого раствора компонента B в компоненте A), а по линии bc – кристаллы β -фазы (твердого раствора компонента A в компоненте B).

Точка d показывает предельную растворимость компонента B в компоненте A при эвтектической температуре, а точка f показывает предельную растворимость при комнатной температуре. Таким образом, линия df характеризует изменение растворимости компонента B в компоненте A с изменением температуры; ее называют линией предельной растворимости.

Соответственно точки e и k показывают растворимость компонента A в компоненте B при эвтектической и комнатной температуре. При температуре, соответствующей линии dce , происходит кристаллизация эвтектики: $Ж_c \rightarrow \alpha + \beta$.

Сплавы, расположенные левее точки f , состоят из α -твердого раствора, а сплавы, лежащие правее точки e – из β -твердого раствора, т. е. эти сплавы однофазные.

После затвердевания доэвтектические сплавы состоят из первичных предельно насыщенных кристаллов α и эвтектики $\alpha + \beta$, а заэвтектические сплавы – из первичных предельно насыщенных кристаллов твердого раствора β и эвтектики $\alpha + \beta$.

Область диаграммы состояния, расположенная между кривыми растворимости df и ek , соответствует двухфазному состоянию ($\alpha + \beta$ -твердые растворы).

В доэвтектических и заэвтектических сплавах присутствующие фазы с понижением температуры меняют свой состав. Это влечет за собой распад кристаллов α и β -твердых растворов.

При понижении температуры из α -фазы выделяется β -фаза, а из β -фазы – α -фаза. (Так как компонент B может растворять компонент A , то из α -твердого раствора выделяются не кристаллы компонента B , а кристаллы β -твердого раствора, а из β -твердого раствора кристаллы α -твердого раствора. Кристаллы, выделившиеся из твердого раствора, называют вторичными и обозначают в данном случае символами $\alpha_{II}(\beta_{II})$ в отличие от первичных α (β) кристаллов, выделяющихся из жидкой фазы. Выделение вторичных кристаллов из эвтектических составляющих структурно не обнаруживается, так как они объединяются с соответствующими фазами эвтектики.)

Структурные превращения, обусловленные ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии. Разберем на примере сплава 1 (рисунок 5.7) превращения, связанные с распадом твердого раствора вследствие уменьшения растворимости компонента B в компоненте A с понижением температуры.

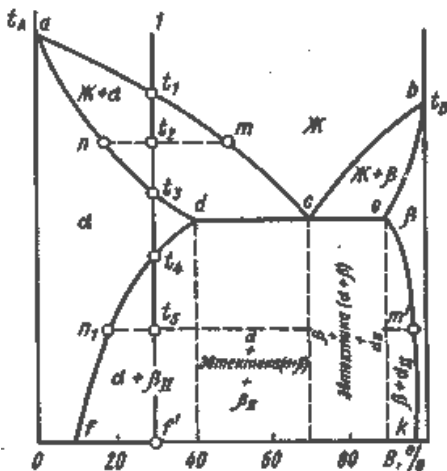


Рисунок 5.7 – Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии, уменьшающейся при понижении температуры

В сплаве I кристаллизация начинается при температуре t_1 и заканчивается при t_3 . Состав жидкой фазы в процессе кристаллизации изменяется по линии ликвидус, а твердой фазы – по линии солидус. Например, при температуре t_2 , состав жидкой фазы соответствует точке m , а α -фазы – точке n .

По окончании затвердевания сплав состоит только из кристаллов α -твердого раствора. При дальнейшем охлаждении по достижении температуры t_4 твердый раствор α оказывается насыщенным компонентом B ; при более низких температурах растворимость второго компонента уменьшается, поэтому из α -раствора начинает выделяться избыточный компонент в виде кристаллов β_{11} .

При температурах ниже t_4 сплав состоит из двух фаз: кристаллов α -твердого раствора и вторичных кристаллов β_{11} -твердого раствора. Состав кристаллов α -твердого раствора с понижением температуры изменяется по линии df , а кристаллов β -твердого раствора – по линии ek ; например, при температуре t_5 состав α -фазы определяется точкой n_1 , а состав β -фазы точкой m_1 .

Количественное соотношение между кристаллами α -твердого раствора и выделившимися вторичными кристаллами β -твердого раствора может быть установлено по правилу отрезков.

Четвертый основной тип – диаграмма состояния сплавов, образующих химические соединения.

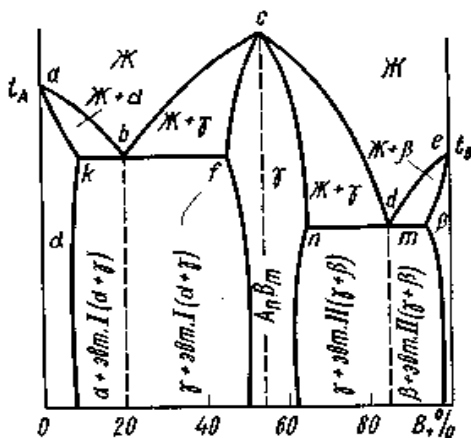


Рисунок 5.8 – Диаграмма состояния сплавов металлов, образующих химические соединения

Диаграмму состояния сплавов, в которых присутствует устойчивое химическое соединение $A_n B_m$, можно разделить на две части (рисунок 5.8). Одна часть диаграммы характеризует сплавы, образуемые одним из компонентов с химическим соединением (область $A - A_n B_m$), которое играет роль самостоятельного компонента, а другая часть – сплавы, образуемые вторым компонентом с этим же химическим соединением (область $B - A_n B_m$).

Каждая часть диаграммы представляет сплавы с ограниченной растворимостью в твердом состоянии и образованием эвтектики. Сплавы, расположенные в области γ -раствора, левее ординаты химического соединения $A_n B_m$, представляют собой твердые растворы компонента A в соеди-

нении A_nB_m ; сплавы, расположенные правее ординаты соединения, соответственно растворы компонента B в соединении A_nB_m . Твердому раствору на базе компонента A соответствует α -фаза, а на базе компонента B – β -фаза.

Процесс кристаллизации $A - A_nB_m$ начинается при температурах, соответствующих линии ликвидус abc . При достижении температур, соответствующих линии ab , начинает кристаллизоваться твердый раствор α , а соответствующих линии bc , – раствор γ . Конец кристаллизации соответствует линиям ak , kbf и fc , образующим линию солидус. Линия ak характеризует температуры конца кристаллизации α -раствора, а линия fc – γ -раствора. При температуре, отвечающей горизонтальной линии kbf , образуется эвтектика $\alpha + \gamma$ (эвтектика I).

Кристаллизация сплавов $B - A_nB_m$ начинается при температурах, соответствующих линии ликвидус cde . При температурах, образующих линию cd , из жидкого сплава начинают выпадать кристаллы твердого раствора γ , а линию de – кристаллы твердого раствора β . Линия cn – конец кристаллизации γ -раствора, а линия me – β -раствора. Линия ndm соответствует температуре образования эвтектики $\gamma + \beta$ (эвтектика II).

В сплавах $A - A_nB_m$ ниже линий солидус ak и fc существуют однофазные структуры α - или γ -растворы, а ниже эвтектической горизонтали kbf – избыточные кристаллы α или γ и эвтектика $\alpha + \gamma$ (эвтектика I). Соответственно в сплавах $B - A_nB_m$ при температурах ниже линии cn будет только γ -раствор, ниже линии em – β -раствор и ниже эвтектической линии ndm – эвтектика $\gamma + \beta$ (эвтектика II) и избыточные кристаллы γ или β .

5.4 Связь диаграмм состояния со свойствами сплавов

Как показал Н. С. Курнаков, существует определенная зависимость между структурой сплава, определяемой диаграммой состояния, и его физическими и механическими свойствами (рисунок 5.9). Твердые растворы имеют более высокие значения временного сопротивления разрыву и твердости, чем исходные компоненты, в то же время они сохраняют достаточно высокую пластичность. Твердые растворы из-за сочетания повышенной прочности и хорошей пластичности выгодно использовать как основу для конструкционных сплавов.

Если компоненты сплавов образуют эвтектические смеси, то их свойства представляют собой среднее из свойств компонентов (или фаз), образующих смесь. Свойства химических соединений значительно отличаются от свойств образующих их компонентов. Химические соединения, особенно соединения металла с углеродом (карбиды) и азотом (нитриды), имеют очень высокую твердость, но хрупки.

В сплавах с ограниченной растворимостью свойства при концентрациях, отвечающих однофазному твердому раствору, изменяются по криволинейной зависимости, а в двухфазной области – по прямой. Крайние точки на прямой являются свойствами предельно насыщенных твердых растворов.

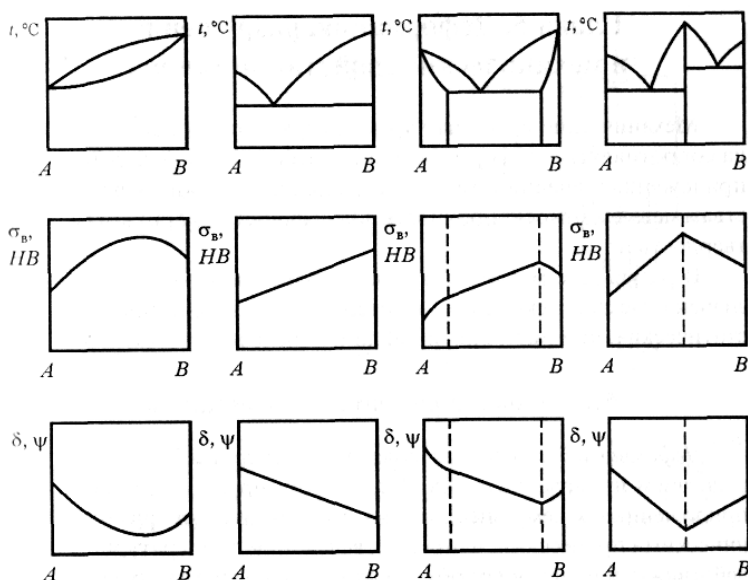


Рисунок 5.9 – Связь между диаграммами состояния и свойствами сплавов

При образовании механической смеси, например $\alpha + \beta$ -фаз, некоторые свойства (твёрдость, прочность, электропроводность и др.) представляют собой среднее из свойств фаз, образующих смесь.

При концентрации, соответствующей химическому соединению, отмечается характерный перелом на кривой свойств. Это объясняется тем, что химические соединения обладают индивидуальными свойствами, обычно резко отличающимися от свойств образующих их компонентов.

А. А. Бочвар показал, что существует определенная связь между типом диаграммы состояния и литейными свойствами. Наилучшими литейными свойствами – хорошей жидкотекучестью и усадкой в виде сконцентрированной раковины – обладают сплавы со структурой эвтектики. Сплавы, структура которых состоит из α -твёрдого раствора, пластичны, поэтому хорошо прокатываются, куются, прессуются и т. д.

Сплавы – твёрдые растворы, имеющие низкие литейные свойства (плохая жидкотекучесть, склонны к образованию рассеянной пористости и трещинам). Для получения высоких литейных свойств концентрация компонентов в литейных сплавах должна превышать их максимальную растворимость в твёрдом состоянии и приближаться к эвтектическому составу. Пластичность сильно снижается при появлении в структуре эвтектики, поэтому в деформируемых сплавах максимальная растворимость при эвтектической температуре является верхним пределом содержания компонентов.

6 СПЛАВЫ ЖЕЛЕЗА

6.1 Компоненты и фазы в системе железо – углерод

Чистое железо – металл серебристо-белого цвета. Чистое железо, которое может быть получено в настоящее время, содержит 99,999 % Fe. Технические его сорта содержат 99,8–99,9 % Fe. Температура плавления железа 1539 °С. Известны две полиморфные модификации: α и γ . Модификация α с ОЦК решеткой существует при температурах ниже 910 °С; выше 1392 °С существует δ -железо с ОЦК решеткой (см. рисунок 1.4). Для интервала температур 910–1392 °С существует γ -железо с ГЦК решеткой.

Кристаллическая решетка α -железа – объемноцентрированный куб с периодом решетки 2,8606 Å. Плотность α -железа 7,68 г/см³. До температуры 768 °С α -железо магнитно (ферромагнитно). Критическую точку (768 °С), соответствующую магнитному превращению, т. е. переходу из ферромагнитного состояния в парамагнитное, называют точкой Кюри.

Кристаллическая решетка γ -железа – гранецентрированный куб. Плотность γ -железа (полученная экстраполированием при 20 °С) выше, чем α -железа, и равна 8,0–8,1 г/см³. При превращении $\alpha \rightarrow \gamma$ происходит сжатие. Объемный эффект сжатия составляет примерно 1,0 %.

Углерод является неметаллическим элементом, плотность 2,5 г/см³, температура плавления 3500 °С. Углерод полиморфен. В обычных условиях он находится в виде модификации графита, но может существовать и в виде метастабильной модификации алмаза.

Углерод растворим в железе и в жидком, и твердом состоянии, а также может быть в виде химического соединения – цементита, а в высокоуглеродистых сплавах и в виде графита.

Фазы. В системе Fe – C различают следующие фазы: жидкий сплав, твердые растворы – феррит и аустенит, а также цементит и графит.

Феррит (Ф) – твердый раствор углерода в α -железе. Различают низкотемпературный α -феррит с растворимостью углерода до 0,02 % и высокотемпературный δ -феррит с предельной растворимостью углерода 0,1 %. Атом углерода располагается в решетке феррита в центре грани куба, где помещается сфера радиусом 0,29 атомного радиуса железа, а также в вакансиях, на дислокациях и т. д.

Феррит (при 0,006 % C) имеет следующие механические свойства: $\sigma_{\text{в}} = 25 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{0,2} = 12 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta = 50 \%$; НВ 80–90.

Аустенит (А) – твердый раствор углерода в γ -железе. Предельная растворимость углерода в γ -железе 2,14 %. Атом углерода в решетке γ -железа располагается в центре элементарной ячейки, в которой может поместиться сфера радиусом 0,41 атомного радиуса железа в дефектных областях кристалла. Аустенит – пластичный, вязкий.

Цементит. Это химическое соединение железа с углеродом – карбид железа Fe_3C . В цементите содержится 6,67 % углерода. Цементит имеет сложную ромбическую решетку с плотной упаковкой атомов. Температура плавления цементита точно не определена в связи с возможностью его распада и принимается примерно равной 1550 °С. К характерным особенностям цементита относятся высокая твердость (НВ 800–850) и очень малая пластичность. Цементит является метастабильной фазой. В условиях равновесия в сплавах с высоким содержанием углерода образуется графит.

Графит. Кристаллическая решетка графита гексагональная слоистая. Графит мягок и обладает низкой прочностью.

6.2 Диаграмма состояния железо – цементит (метастабильное равновесие)

Диаграмма состояния железо – углерод (цементит) приведена на рисунке 5.6. Она показывает фазовый состав и структуру сплавов с концентрацией от чистого железа до цементита (6,67 % С).

Система Fe – Fe_3C метастабильная. Образование цементита вместо графита дает меньший выигрыш свободной энергии, однако кинетическое образование карбида железа более вероятно.

На диаграмме Fe – Fe_3C точка *A* (1539 °С) отвечает температуре плавления железа, а точка *D* (1550 °С) – температуре плавления цементита (рисунок 6.1). Точки *N* (1392 °С) и *G* (910 °С) соответствуют полиморфному превращению $\alpha \leftrightarrow \gamma$.

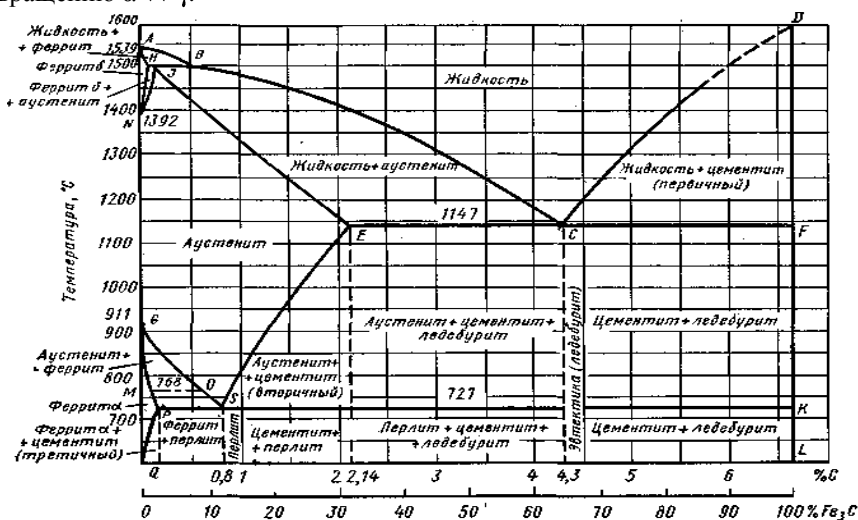


Рисунок 6.1 – Диаграмма состояния железо – цементит

Характерным точкам диаграммы состояния Fe – Fe₃C соответствуют следующие концентрации углерода (% по массе): *B* – 0,51 % C в жидкой фазе, находящейся в равновесии с δ-ферритом и аустенитом при перитектической температуре 1499 °C; *H* – 0,1 % C (предельное содержание в δ-феррите при 1499 = C); *J* – 0,16 % C – в аустените при перитектической температуре 1499 °C; *E* – 2,14 % C (предельное содержание в аустените при эвтектической температуре 1147 °C); *S* – 0,8 % C в аустените при эвтектоидной температуре 727 °C; *P* – 0,02 % C (предельное содержание в феррите при эвтектоидной температуре 727 °C).

Первичная кристаллизация сплавов Fe – Fe₃C. Линия *ABCD* (линия ликвидус) показывает температуру начала кристаллизации из жидкого сплава (*Ж*). Линия *AB* соответствует температуре начала кристаллизации феррита (*Ф*) из жидкого сплава; *BC* соответствует температуре начала кристаллизации аустенита (*А*) из жидкого сплава; *CD* соответствует температуре начала кристаллизации первичного цементита (Fe₃C) из жидкого сплава. Линия *AHJECF* (линия солидус) показывает температуру окончания первичной кристаллизации.

Важнейшими процессами первичной кристаллизации являются:

- образование аустенита из жидкости: *Ж* → *А* между линиями *BC* и *JEC*;
- образование первичного цементита: *Ж* → *Ц* (1) между линиями *CD* и *CF*;
- образование эвтектики на линии *ECF*.

Кроме того, к первичным относятся превращения, связанные с образованием δ-фазы между линиями *AB* и *AHB*;

Эвтектика, образующаяся на линии *ECF*, называется – ледебурит и представляет смесь кристаллов аустенита и цементита.

Первичные кристаллы аустенита имеют вид дендритов, величина и строение которых определяются перегревом металла выше линии ликвидус, его составом и условиями охлаждения в процессе кристаллизации. При кристаллизации доэвтектических сплавов, содержащих от 2,14 до 4,3 % C, из жидкой фазы по достижении температур, соответствующих линии ликвидус *BC*, сначала выделяются кристаллы аустенита. Состав жидкой фазы в интервале температур кристаллизации определяется линией *BC*, а аустенита – линией *JE*.

При температуре 1147 °C аустенит достигает предельной концентрации, соответствующей точке *E* (2,14 % C), а оставшаяся жидкость – эвтектического состава точки *C* (4,3 % C).

При температуре эвтектики (линия *ECF*) существует неинвариантное (*C* = 0) равновесие – аустенита состава точки *E* (*A_E*), цементита (Fe₃C) и жидкой фазы состава точки *C* (*Ж_C*). В результате кристаллизации жидкого сплава состава точки *C* образуется эвтектика ледебурит, состоящая в момент образования из аустенита состава точки *E* и цементита.

Доэвтектические сплавы после затвердевания имеют структуру аустенит и ледебурит ($A + Fe_3C$). Фазовый состав сплава после затвердевания – аустенит и цементит.

Эвтектический сплав (4,3 % C) затвердевает при постоянной температуре с образованием только эвтектики – ледебурита, которая состоит из двух фаз: аустенита и цементита. Ледебурит имеет сотовое или пластинчатое строение. При медленном охлаждении образуется сотовый ледебурит, представляющий собой пластины цементита, проросшие разветвленными кристаллами аустенита. Пластинчатый ледебурит состоит из тонких пластин цементита, разделенных аустенитом, и образуется при быстром охлаждении. Сотовое и пластинчатое строение нередко сочетается в пределах одной эвтектической колонии.

Заэвтектические сплавы (4,3–6,7 % C) начинают затвердевать с понижением температуры до линии ликвидус CD . При этом в жидкой фазе зарождаются и растут кристаллы цементита. Концентрация углерода в жидком сплаве с понижением температуры уменьшается по линии ликвидус. При температуре 1147 °C жидкость достигает эвтектической концентрации 4,3 % C (точка C) и затвердевает с образованием ледебурита. После затвердевания заэвтектические сплавы состоят из первичного цементита и ледебурита. Фазовый состав заэвтектических сплавов после затвердевания – аустенит и цементит.

Сплавы, содержащие до 2,14 % C, называют **сталью**; сплавы, содержащие более 2,14 % C, – **чугуном**. Принятое разграничение между сталью и чугуном совпадает с предельной растворимостью углерода в аустените. Стали после затвердевания не содержат хрупкой структурной составляющей – ледебурита, и при высоком нагреве имеют только аустенитную структуру, обладающую высокой пластичностью, поэтому они легко деформируются при нормальных и повышенных температурах, т. е. являются в отличие от чугуна ковкими сплавами.

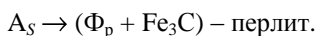
По сравнению со сталью чугуны обладают лучшими литейными свойствами, в частности, более низкими температурами плавления, и имеют меньшую усадку. Это объясняется присутствием в структуре чугунов легкоплавкой эвтектики (ледебурита).

Вторичная кристаллизация в сплавах Fe – Fe₃C. Полиморфные превращения в железе и изменение растворимости углерода в аустените и феррите с понижением температуры вызывают фазовые и структурные превращения. Эти превращения, протекающие в твердом состоянии, описываются следующими линиями (см. рисунок 6.1), приведенными ниже (участок диаграммы, ограниченный линиями $ABJN$, рассматривать не будем, т. к. для практического применения его роль очень мала). Верхняя граница области сосуществования феррита (в парамагнитном состоянии) и аустенита соответствует линии GOS , т. е. температурам начала полиморфного превращения $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения с образованием феррита.

Температуры, соответствующие линии GOS в условиях равновесия, принято обозначать A_3 .

В сталях, содержащих до 0,8 % С, полиморфное $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращение протекает в интервале температур и сопровождается перераспределением углерода между ферритом и аустенитом. Линия предельной растворимости углерода в аустените SE при охлаждении соответствует температурам начала выделения из аустенита вторичного цементита, а при нагреве – концу растворения вторичного цементита в аустените. Линия GP при охлаждении отвечает температурам окончания превращения аустенита в феррит, а при нагреве – началу превращения феррита в аустенит.

Температура точки Кюри – линия MO ; при охлаждении парамагнитный феррит превращается в ферромагнитный, а при нагреве – наоборот. Линия **эвтектоидного** превращения (превращение, происходящее в твердом состоянии) PSK при охлаждении соответствует распаду аустенита (0,8 % С) с образованием **эвтектоида** – феррито-цементитной структуры, получившей название **перлит**:



Изменения растворимости углерода в феррите в зависимости от температуры соответствуют линии PQ . При охлаждении в условиях равновесия эта линия соответствует температурам начала выделения третичного цементита, а при нагреве – полному его растворению.

Сплавы, содержащие менее 0,02 % С (точка P), называют **техническим железом**. Эти сплавы испытывают при охлаждении и при нагреве полиморфное $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращение между линиями GOS и GP . В этом интервале температур по границам зерен аустенита образуются зародыши феррита, которые растут в виде зерен, поглощая зерна аустенита.

Ниже линии GP существует только феррит. При дальнейшем медленном охлаждении по достижении температур, соответствующих более низким температурах (ниже GOS) по границам зерен аустенита образуются зародыши феррита, которые растут, превращаясь в зерна. Количество аустенита уменьшается, а содержание в нем углерода возрастает, так как феррит почти не содержит углерода (менее 0,02 % С).

Чем выше концентрация углерода в стали, тем меньше образуется феррита. По достижении 727 °С (A_1) содержание углерода в аустените достигает 0,8 % (точка S). Аустенит, имеющий эвтектоидную концентрацию, распадается с одновременным выделением из него феррита и цементита, образующих перлит.

Эвтектоидное превращение аустенита протекает при постоянной температуре 727 °С. При наличии трех фаз (при этой температуре): феррита (0,020 % С), цементита (6,67 % С) и аустенита (0,8 % С) – система нонвари-

антна ($C = 2 + 1 - 3 = 0$). После окончательного охлаждения доэвтектоидные стали имеют структуру: феррит + перлит.

Чем больше в стали углерода, тем меньше в структуре избыточного феррита и больше перлита. При содержании в стали 0,6–0,7 % C феррит выделяется в виде линии PQ , из феррита выделяется цементит (третичный). Выделение третичного цементита по границам зерен резко снижает пластичность феррита.

Стали, содержащие от 0,02 до 0,8 % C, называют доэвтектоидными. Как указывалось выше, эти стали после окончания кристаллизации состоят из аустенита, который не претерпевает изменений при охлаждении вплоть до температур, соответствующих линии GOS .

Сталь, содержащую 0,8 % C, называют эвтектоидной. В этой стали по достижении температуры 727 °C (точка S на рисунке 6.1) весь аустенит превращается в перлит.

Перлит чаще имеет пластинчатое строение, т. е. состоит из чередующихся пластинок феррита и цементита. Толщина этих пластинок находится в соотношении 7,3 к 1 (рисунок 6.2).

После специальной обработки перлит может иметь зернистое строение. В этом случае цементит образует сфероиды.

Стали, содержащие углерод от 0,8 до 2,14 %, называют заэвтектоидными. Выше линии SE в этих сплавах будет только аустенит. При температурах, соответствующих линии SE , аустенит оказывается насыщенным углеродом, и при понижении температуры из него выделяется вторичный цементит. В связи с этим при температуре ниже линии SE сплавы становятся двухфазными (аустенит + вторичный цементит). По мере выделения цементита концентрация углерода в аустените уменьшается согласно линии SE . При снижении температуры до A_1 (727 °C) аустенит, содержащий 0,8 % C (точка S), превращается в перлит.

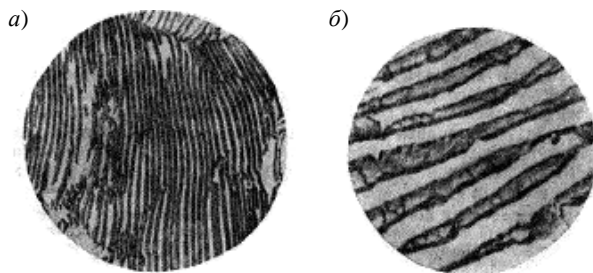


Рисунок 6.2 – Перлит пластинчатый (снимки сделаны с разным увеличением):
 a – увеличение $\times 10^3$; b – увеличение $12 \cdot 10^3$

После охлаждения заэвтектоидные стали состоят из перлита и вторичного цементита, который выделяется в виде сетки по границам бывшего зерна

аустенита или в виде игл (пластин), закономерно ориентированных относительно аустенита. Количество избыточного (вторичного) цементита возрастает с увеличением содержания в стали углерода.

Выделение вторичного цементита в виде сетки или игл делает сталь хрупкой, поэтому специальной термической обработкой и деформацией ему придают зернистую форму.

В доэвтектических чугунах (2,14–4,3 % С) при понижении температуры вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените (линия *SE*) происходит частичный распад аустенита, как первичных его кристаллов, выделившихся из жидкости, так и аустенита, входящего в ледебурит. Этот распад заключается, как было указано выше, в выделении кристаллов вторичного цементита и в уменьшении в связи с этим содержания углерода в аустените в соответствии с линией *SE*. По достижении температуры 727 °С (линия *PSK*) аустенит, обедненный углеродом до эвтектоидного состава (0,8 % С), превращается в перлит. Таким образом, доэвтектические чугуны после окончательного охлаждения имеют структуру: перлит, ледебурит (перлит + цементит) и вторичный цементит. Чем больше в чугуне углерода, тем меньше перлита и больше ледебурифта. Эвтектический чугун содержит 4,3 % С. При температурах ниже 727 °С – состоит только из ледебурифта (цементит + перлит).

Завтектический чугун содержит углерода больше чем 4,3 % и после затвердевания состоит из цементита и ледебурифта (аустенит + Fe₃C). При понижении температуры эвтектический аустенит обедняется углеродом вследствие выделения избыточного цементита и при температуре 727 °С распадается с образованием перлита. После охлаждения завтектические чугуны состоят из первичного цементита, имеющего форму пластинок, и ледебурифта (цементит + перлит). С повышением содержания углерода количество цементита возрастает. Фазовый состав чугунов после охлаждения – феррит и цементит.

Таким образом, сплавы железа с углеродом после окончания кристаллизации имеют указанную выше различную структуру. Однако фазовый состав всех сплавов одинаков: при температурах ниже 727 °С они состоят из феррита и цементита.

6.3 Чугун

Сплавы железа с углеродом, содержащие более 2,14 % углерода называют чугуном. Присутствие эвтектики в структуре чугуна (см. рисунок 6.1) обуславливает его использование исключительно в качестве литейного сплава. Углерод в чугуне может находиться в виде цементита или графита или одновременно в виде цементита и графита. Цементит придает излому специфический светлый блеск, поэтому чугун, в котором весь углерод

находится в виде цементита, называют белым. Графит придает излому чугуна серый цвет. В зависимости от формы графита и условий его образования различают следующие группы чугунов: серый, высокопрочный с шаровидным графитом и ковкий.

Белый чугун. В практике находят применение почти исключительно доэвтектические белые чугуны. Эти чугуны имеют структуру ледебурита и аустенита (распавшегося с образованием перлита и цементита) (рисунок 6.3).

Свойства ледебурита определяются тем, что в нем преобладает и является основой цементит, а распавшийся аустенит наблюдается лишь в виде мелких пластинок или кружочков. Следовательно, ледебурит должен отличаться большой твердостью и хрупкостью подобно цементиту и по свойствам приближаться к последнему, но с некоторыми изменениями, вызываемыми присутствием включений распавшегося аустенита, который представляет собой смесь перлита с цементитом. Таким образом, сочетание аустенита (распавшегося) с ледебуритом приводит к тому, что белые чугуны приобретают большую твердость и хрупкость и не могут подвергаться механической обработке ни в холодном, ни в горячем виде. Чем больше в доэвтектических чугунах углерода (т. е. ледебурита), тем они должны быть более твердыми и хрупкими, и наоборот. Таковы свойства белых чугунов в обычном состоянии, получаемом при отливке в формы и сравнительно медленном охлаждении.

К белым чугунам обычно не применимы ни механическая, ни термическая обработка, и они находят применение исключительно в виде отливок. Следовательно, для получения наилучших качеств материала в изделиях из белого чугуна нужно главным образом обращать внимание на условия их отливки и получающуюся в связи с ними структуру.

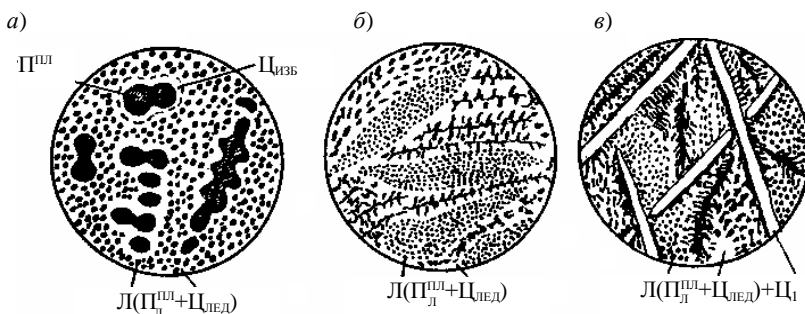


Рисунок 6.3 – Микроструктура белых чугунов:

a – доэвтектического; *б* – эвтектического; *в* – заэвтектического; P^{II} – пластинчатый перлит; $C_{ИЗБ}$ – вторичный цементит; L – ледебурит; $C_{ЛЕД}$ – цементит, входящий в состав ледебурита; P^{II} – перлит ледебурита

Таковыми изделиями являются, например, прокатные валки или литые вагонные колеса (называемые колесами Гриффина). Они отливаются обычно из чугуна с 3–3,5 % С и небольшим количеством других примесей. При этом условии литье бывает таково, что белый чугун получается не во всей толще, а лишь на большей или меньшей толщине от поверхности; далее же, вглубь отливки, получается уже серый чугун. Такие изделия называют иногда отливками с отбеленной поверхностью или отливками из закаленного чугуна, потому что получающийся на поверхности белый чугун имеет большую твердость (порядка 350 НВ и выше), значительно превосходящую твердость серого чугуна и приближающуюся к твердости, получаемой при закалке стали.

Чугуны с отбеленной поверхностью имеют и другое применение, например, для волочильных досок, плужных лемехов, штампов и пр., но в качестве машиностроительного материала в технике потребляется больше серый и ковкий чугун.

Относительно белых чугунов следует заметить, что они в большом количестве производятся в качестве полупродукта, в виде так называемых передельных чугунов для получения из них стали. В таких чугунах свойство и структура в исходном состоянии не имеют значения, а главное – их состав, т. е. содержание углерода и количество и природа примесей, на которые преимущественно обращается внимание при их приемке.

Серый чугун. Серый чугун (технический) представляет собой по существу тройной сплав железа, углерода и кремния ($Fe - Si - C$). В структуре серых чугунов большая часть или весь углерод находится в виде графита. Характерная особенность структуры серых чугунов, определяющая многие его свойства, заключается в том, что графит имеет форму пластинок. Наиболее широкое применение получили доэвтектоидные чугуны, содержащие 2,4–3,8 % С. Чем выше содержание в чугуне углерода, тем больше образуется графита и тем ниже его механические свойства. В связи с этим количество углерода в чугуне обычно не превышает 3,8 %. В то же время для обеспечения высоких литейных свойств (хорошей жидкотекучести) углерода должно быть не меньше 2,4 %.

Структура чугуна в отливках зависит в первую очередь от химического состава (содержания углерода и кремния) и скорости кристаллизации.

В связи с тем значением, которое имеет графит в серых чугунах, естественно, возникает вопрос, какие факторы способствуют образованию этого графита. Если рассматривать чугуны как чистые железоуглеродистые сплавы (без примесей), главным фактором нужно принять скорость охлаждения жидкого чугуна при отливке, а затем температуру и время выдержки расплавленного чугуна перед отливкой. Скорость охлаждения влияет таким образом, что при прочих равных условиях графитизация происходит тем полнее, чем скорость меньше. Поэтому ускорение охлаждения может привести к прекращению образования графита. И наоборот, при длительном охлаждении серый чугун может образоваться вместо белого.

Что же касается температуры и времени выдержки жидкого чугуна перед отливкой, то этот фактор влияет главным образом на величину (размеры) графитных выделений. Установлено, что чем больше перегрев жидкого чугуна, т. е. чем выше его нагрев над линией ликвидуса и чем дольше продержать при этом, тем мельче получаются графитные включения (при прочих равных условиях).

Путем изменения, с одной стороны, содержания в чугуне углерода и кремния и, с другой стороны, скорости охлаждения, можно получить различную структуру металлической основы чугуна. При данном содержании углерода чем больше в чугуне кремния, тем полнее протекает процесс графитизации. Чем больше в чугуне углерода, тем меньше требуется кремния для получения заданной структуры.

Следовательно, содержание кремния надо увеличивать в отливке небольшого сечения, охлаждающейся ускоренно, или в чугуне с меньшим содержанием углерода. В толстых сечениях отливок, охлаждающихся медленно, процесс графитизации протекает полнее, и содержание кремния может быть меньше.

Количество марганца в чугуне не превышает 1,25–1,4 %. Марганец препятствует процессу графитизации, т. е. затрудняет выделение графита и повышает способность чугуна к отбеливанию (к появлению, особенно в поверхностных слоях, структуры белого или половинчатого чугуна).

Сера является вредной примесью, ухудшающей механические и литейные свойства чугуна, поэтому ее содержание ограничивают до 0,1–0,12 %. В сером чугуне сера образует сульфиды (FeS , MnS) или их твердые растворы (Fe , Mn) S.

Содержание фосфора в сером чугуне приблизительно 0,2 %, но иногда допускается даже до 0,5 %. При повышенном содержании фосфора в структуре чугуна образуются твердые включения фосфидной эвтектики: в серых чугунах – двойной (Fe_3P и аустенит), а в белых тройной (Fe_3C , Fe_3P и аустенит). Образование эвтектики улучшает литейные свойства чугуна (повышает жидкотекучесть), при этом увеличивается хрупкость отливок.

Механические свойства чугуна обусловлены его структурой, главным образом графитной составляющей (рисунок 6.4).

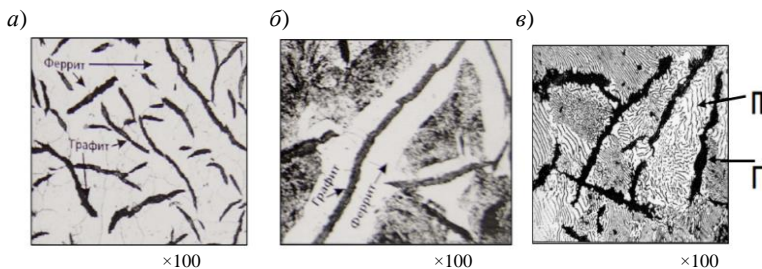


Рисунок 6.4 – Микроструктура серого литейного чугуна:
 а – ферритного; б – феррито-перлитного; в – перлитного

Чугун можно рассматривать как сталь, пронизанную графитом, который играет роль надрезов, ослабляющих металлическую основу структуры. В этом случае механические свойства будут зависеть от количества, величины и характера распределения включений графита. Чем меньше графитовых включений, чем они мельче и больше степень изолированности их друг от друга, тем выше прочность чугуна. Чугун с большим количеством прямолинейных крупных графитовых выделений, разделяющих его металлическую основу, имеет грубозернистый излом и низкие механические свойства. Чугун с мелкими и завихренными графитными выделениями обладает более высокими свойствами.

Пластинки графита уменьшают сопротивление отрыву, предел прочности и особенно пластичность чугуна. Относительное удлинение при растяжении серого чугуна независимо от свойств металлической основы практически равно нулю ($\leq 0,5\%$). Графитовые включения мало влияют на снижение предела прочности при сжатии и твердости, величина которых определяется главным образом структурой металлической основы чугуна. При сжатии чугун претерпевает значительные деформации, и разрушение имеет характер среза под углом 45° . Разрушающая нагрузка при сжатии, в зависимости от качества чугуна и его структуры, в 3–5 раз больше, чем при растяжении, поэтому чугун рекомендуется использовать преимущественно для изделий, работающих на сжатие.

Пластинки графита менее значительно, чем при растяжении, снижают прочность и при изгибе, так как часть изделия испытывает сжимающие напряжения. Предел прочности при изгибе имеет промежуточное значение между пределом прочности на растяжение и пределом прочности на сжатие. Твердость чугуна в зависимости от металлической основы HB 143–255.

Графит, нарушая сплошность металлической основы, делает чугун малочувствительным к всевозможным внешним концентраторам напряжений (дефектам поверхности, надрезам, выточкам и т. д.). Вследствие этого серый чугун имеет примерно одинаковую конструктивную прочность в отливках простой формы или с ровной поверхностью и сложной формы с надрезом или плохо обработанной поверхностью. Графит повышает износостойкость и антифрикционные свойства чугуна вследствие собственного «смазывающего» действия и повышения прочности пленки смазки. Очень важно, что графит улучшает обрабатываемость резанием, делая стружку ломкой.

Металлическая основа в сером чугуне обеспечивает наибольшую прочность и износостойкость, если она имеет перлитную структуру (см. рисунок 6.4).

Присутствие в структуре феррита, не увеличивая пластичности и вязкости чугуна, снижает его прочность и износостойкость. Наименьшей прочностью обладает ферритный серый чугун. Серый чугун маркируется буквами

С – серый и Ч – чугун. После букв следуют цифры, которые указывают среднюю величину предела прочности при растяжении.

Например, СЧ18 имеет предел прочности при растяжении 18 кгс/мм² (180 МПа).

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом. Высокопрочный чугун получают присадкой в жидкий чугун небольших добавок некоторых щелочных или щелочноземельных металлов. Чаще для этой цели применяют магний в количестве 0,03–0,07 %. По содержанию остальных элементов высокопрочный чугун не отличается от обычного серого.

Под действием магния графит в процессе кристаллизации принимает не пластинчатую, а шаровидную форму. Шаровидный графит, имеющий минимальную поверхность при данном объеме, значительно меньше ослабляет металлическую основу чугуна, чем пластинчатый графит (рисунок 6.5). В отличие от пластинчатого шаровидный графит не является активным концентратором напряжений. Чугуны с шаровидным графитом имеют более высокие механические свойства, не уступающие литой углеродистой стали, сохраняя при этом хорошие литейные свойства и обрабатываемость резанием, способность гасить вибрации, высокую износостойкость и т. д. Они предназначены для конструкций со сварными и другими соединениями. Маркируют высокопрочный чугун буквами ВЧ, затем следуют цифры. Первые цифры марки показывают среднее значение предела прочности при растяжении, вторые – относительное удлинение. Например, высокопрочный чугун ВЧ80-4 имеет предел прочности при растяжении 80 кгс/мм² и относительное удлинение 4 %.

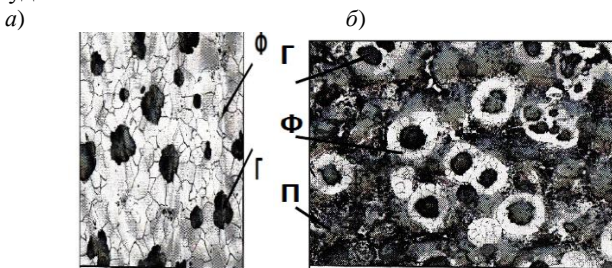


Рисунок 6.5 – Микроструктура ковкого ферритного (а) и феррито-перлитного высокопрочного (б) чугуна

Отливки из высокопрочного чугуна широко используют в различных отраслях народного хозяйства: в автостроении и дизелестроении для коленчатых валов, крышек цилиндров и других деталей; в тяжелом машиностроении – для многих деталей прокатных станов; в кузнечно-прессовом оборудовании, например, для шабот-молотов, траверс прессов, прокатных валков; в химической и нефтяной промышленности – для корпусов насосов, венти-

лей и т. д. Высокопрочные чугуны применяют и для изготовления деталей станков, кузнечно-прессового оборудования, работающих в подшипниках и других узлах трения при повышенных и высоких давлениях (до 12 МПа).

Ковкий чугун. Ковкий чугун получают длительным нагревом при высоких температурах (отжигом) отливок из белого чугуна. Отжиг проводят в две стадии. Первоначально отливки (чаще упакованные в ящики с песком) выдерживают при 950–970 °С. В этот период протекает I стадия графитизации, т. е. распад цементита, входящего в состав ледебурита ($\text{L} + \text{Fe}_3\text{C}$), и установление стабильного равновесия аустенит + графит. В результате распада цементита диффузионным путем образуется хлопьевидный графит (углерод отжига). Затем отливки охлаждают до температур 720–740 °С, соответствующих интервалу эвтектоидного превращения. При охлаждении происходит выделение из аустенита вторичного цементита, его распад и в итоге рост графитных включений. При достижении эвтектоидного интервала температур охлаждение резко замедляют или дают длительную выдержку при температуре несколько ниже этого интервала.

В результате отжига образуется графит хлопьевидной формы. Такой графит по сравнению с пластинчатым меньше снижает прочность и пластичность металлической основы структуры чугуна (рисунок 6.6). Металлическая основа ковкого чугуна: феррит и реже перлит. Наибольшей пластичностью обладает ферритный ковкий чугун, который применяют в машиностроении.

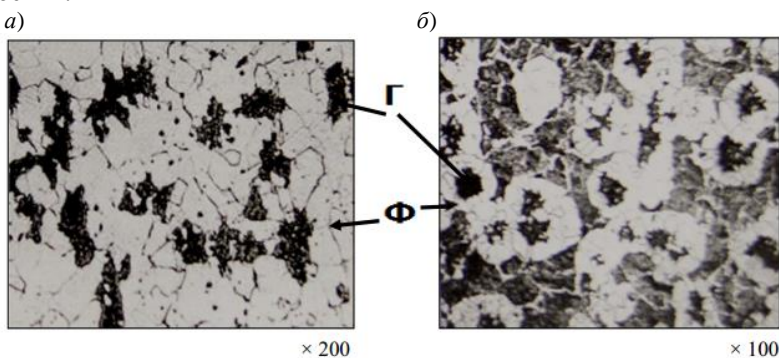


Рисунок 6.6 – Микроструктура ковкого чугуна:
a – ферритная основа; *б* – ферритно-перлитная основа

Ковкий чугун имеет пониженное содержание углерода и кремния. Более низкое содержание углерода способствует повышению пластичности, так как при этом уменьшается количество графита, выделяющегося при отжиге, а пониженное содержание кремния исключает выделение пластинчатого графита в структуре отливок при охлаждении.

Толщина сечения отливки не должна превышать 40–50 мм. При большом размере отливок в сердцевине образуется пластинчатый графит, и чугун становится непригодным для отжига.

Ковкий чугун маркируют КЧ и цифрами. Первые две цифры указывают предел прочности при растяжении и вторые – относительное удлинение. Например, КЧ60-3 имеет предел прочности при растяжении 60 кгс/мм² и относительное удлинение 3 %.

В таблице 6.1 показаны основные механические свойства серых, ковких и высокопрочных чугунов и возможные области их применения.

Таблица 6.1 – Механические свойства чугунов и области их применения

Марка чугуна	σ_b , МПа	δ , %	НВ	Назначение
<i>Серые чугуны</i>				
СЧ10	100	0	160–200	Крышки, фланцы, маховики, корпуса редукторов, подшипников редукторов, подшипников насосов, суппорты и т. д.
СЧ12	120	0	150–200	
СЧ15	150	0	163–210	
СЧ18	180	0	170–230	
СЧ25	250	0	180–245	Станины станков, поршни, цилиндры, блоки двигателей, компрессорное, турбинное литье и др.
СЧ35	350	0	220–260	
<i>Ковкие чугуны</i>				
КЧ30-6	300	6	163–210	Картеры, ступицы, фланцы, муфты, вилки, глушители, крюки, скобы и т. д.
КЧ33-8	330	8	153–210	
КЧ50-4	500	4	241–269	Вилки карданных валов, втулки, муфты, тормозные колодки и т. д.
КЧ56-4	560	4	241–269	
КЧ63-2	630	4	241–269	
<i>Высокопрочные чугуны</i>				
ВЧ42-12	420	12	153–200	Оборудование прокатных станков
ВЧ45-5	450	5	241–269	Кузнечно-прессовое оборудование
ВЧ80-4	800	4	241–269	Корпуса паровых турбин, лопатки направляющего аппарата, коленчатые валы, поршни и др.
ВЧ100-4	1000	4	241–269	
ВЧ120-4	1200	4	241–269	

Ковкие чугуны применяются как наиболее удобный и дешевый материал для мелких изделий сложной формы, от которых не требуется высокой прочности и которые вместе с тем должны отличаться достаточной вязкостью, способностью противостоять ударным, повторно-переменным нагрузкам, давлению газа, пара, воды и т. п. Из них часто делают детали сельскохозяйственных машин, текстильных машин, автомобилей, судов и т. п. Применение для таких изделий серого литейного чугуна или стали нецелесообразно, так как серый чугун не дает достаточной прочности, особенно в мелких отливках, сталь же вообще представляет материал, неудобный для

мелких отливок вследствие высокоплавкости и плохого заполнения формы. Поэтому ковкий чугун в подобного рода изделиях может быть заменен только отливками из чугуна с шаровидным графитом или из цветных сплавов (главным образом алюминиевых), по сравнению с которыми он представляет преимущество как более дешевый материал.

6.4 Стали

Сталью называется железоуглеродистый сплав с содержанием углерода менее 2,14 %.

Технические стали отличаются от чистых железоуглеродистых сплавов тем, что содержат, кроме Fe и C, еще ряд элементов, неизбежно попадающих или умышленно вводимых в сплав в связи с условиями производства (плавки) и называемых обычно примесями. Например, в железо и его сплавы всегда попадают такие примеси, как кислород, водород, азот и др. (таблица 6.2).

Таблица 6.2 – Предельное содержание примесей в стали после плавки

Элемент	Si	Mn	P	S	O
Предельное содержание, %	0,3–0,4	0,5–0,8	0,05	0,07	0,05

Как известно, сталь получается из чугуна путем его передела в плавильных печах разного вида, с доведением содержания углерода и примесей до требуемого процента. Углерода должно быть в стали не более 1,7 %. Что касается примесей, то они могут быть разнообразными по природе и содержаться в различных количествах, однако содержание их почти всегда бывает весьма незначительным (сотые доли процента и менее), и в практике они определяются лишь в специальных случаях.

В этом случае их влияние на свойства сталей незначительно, и такие технические стали по своим свойствам весьма близки к чистым двойным железоуглеродистым сплавам. Эти технические стали и называют простыми углеродистыми в отличие от легированных, в которых некоторые из этих элементов присутствуют в большем количестве или к которым умышленно добавлены другие легирующие элементы.

6.5 Влияние углерода и постоянных примесей на свойства сталей

Влияние углерода. Структура стали после медленного охлаждения состоит из двух фаз – феррита и цементита. Количество цементита возрастает в стали прямо пропорционально содержанию углерода.

Например, при содержании в стали 0,37 % С количество цементита составляет 5,0 %, при 0,7 % С – 10 % и при 2,0 % С достигает 30 %. Как указывалось выше, твердость цементита (HV 800–850) во много раз больше твердости феррита (HV 80–90).

Твердые и хрупкие частицы цементита повышают сопротивление деформации, и, кроме того, они уменьшают пластичность и вязкость. Вследствие этого с увеличением содержания в стали углерода возрастают твердость, пределы прочности и текучести и уменьшаются относительное удлинение, относительное сужение и ударная вязкость (рисунок 6.7).

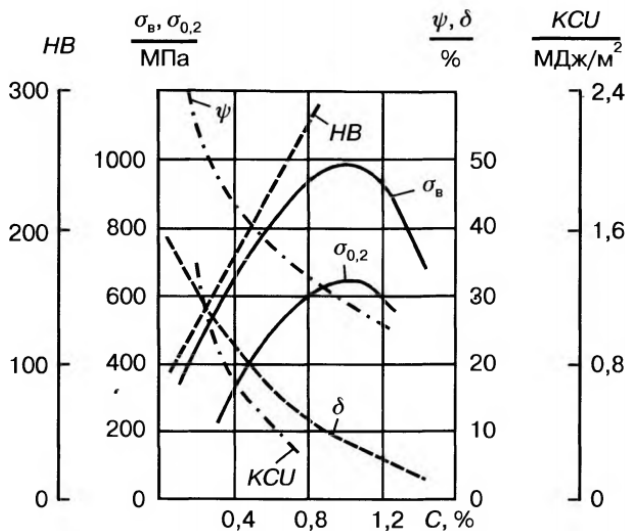


Рисунок 6.7 – Влияние углерода на механические свойства стали

Повышение содержания углерода облегчает переход стали в хладноломкое состояние. Каждая 0,1 % С повышает температуру порога хладноломкости в среднем на 20 °С и расширяет переходный интервал от вязкого к хрупкому состоянию.

При содержании в стали углерода свыше 1,0–1,1 % ее твердость в отожженном состоянии возрастает, а предел прочности уменьшается.

Последнее объясняется выделением по границам бывшего зерна аустенита вторичного цементита, образующего в сталях указанного состава сплошную сетку. При испытании на растяжение в этой сетке возникают высокие напряжения, и цемент, будучи хрупким, разрушается. Это приводит к преждевременному разрушению образца и соответственно к снижению предела прочности.

Влияние кремния и марганца. Содержание кремния в углеродистой стали в качестве примеси обычно не превышает 0,35–0,4 %, а марганца – 0,5–0,8 %. Кремний и марганец переходят в сталь в процессе ее раскисления при выплавке. Они раскисляют сталь, т. е., соединяясь с кислородом, закиси железа FeO, в виде окислов переходят в шлак. Эти процессы раскисления улучшают свойства стали. Кремний, дегазируя металл, повышает плотность слитка.

Кремний, остающийся после раскисления в твердом растворе (в феррите), сильно повышает предел текучести. Это снижает способность стали к вытяжке, и особенно холодной высадке. В связи с этим в сталях, предназначенных для холодной штамповки и холодной высадки, содержание кремния должно быть сниженным.

Марганец заметно повышает прочность, практически не снижая пластичности и резко уменьшая красноломкость стали, т. е. хрупкость при высоких температурах, вызванную влиянием серы.

Влияние серы. Сера является вредной примесью в стали. С железом она образует химическое соединение FeS, которое практически нерастворимо в нем в твердом состоянии, но растворимо в жидком металле. Соединение FeS образует с железом легкоплавкую эвтектику с температурой плавления 988 °С. Эта эвтектика образуется даже при очень малых содержаниях серы. Кристаллизуясь из жидкости по окончании затвердевания, эвтектика преимущественно располагается по границам зерна. При нагревании стали до температуры прокатки иликовки (1000–1200 °С) эвтектика расплавляется, нарушается связь между зернами металла, вследствие чего при деформации стали в местах расположения эвтектики возникают надрывы и трещины. Это явление носит название красноломкости.

Присутствие в стали марганца, обладающего большим сродством к сере, чем железо, и образующего с серой тугоплавкое соединение MnS, практически исключает явление красноломкости. В затвердевшей стали частицы MnS располагаются в виде отдельных включений. В деформированной стали эти включения деформируются и оказываются вытянутыми в направлении прокатки.

Сернистые включения сильно снижают механические свойства, особенно ударную вязкость и пластичность в поперечном направлении вытяжки при прокатке и ковке, а также предел выносливости. Работа зарождения трещины не зависит от содержания серы, а работа развития вязкой трещины и вязкость разрушения с увеличением содержания серы резко снижается. Кроме того, эти включения ухудшают свариваемость и коррозионную стойкость. В связи с этим содержание серы в стали строго ограничивается; в зависимости от качества стали оно не должно превышать 0,015–0,06 %.

Влияние фосфора. Фосфор является вредной примесью, и содержание его, в зависимости от качества стали, допускается не более 0,025–0,045 %.

Растворяясь в феррите, фосфор сильно искажает кристаллическую решетку и увеличивает пределы прочности и текучести, но уменьшает пластичность и вязкость. Снижение вязкости тем значительнее, чем больше в стали углерода. Фосфор значительно повышает порог хладноломкости стали и уменьшает работу развития трещины. Сталь, содержащая фосфор на верхнем пределе для промышленных плавок (0,045 %), имеет работу распространения трещины в 2 раза меньшую, чем сталь, содержащая менее 0,005 % P. Каждая 0,01 % P повышает порог хладноломкости стали на 20–25 °С.

Вредное влияние фосфора усугубляется тем, что он обладает большой склонностью к ликвации. Вследствие этого в серединных слоях слитка отдельные участки сильно обогащаются фосфором и имеют резко пониженную вязкость. Современные методы получения стали не обеспечивают глубокого очищения металла от фосфора.

Влияние азота, кислорода и водорода. Азот и кислород присутствуют в стали в виде хрупких неметаллических включений (например, окислов FeO, SiO₂, Al₂O₃, нитридов Fe₄N и др.), в виде твердого раствора или, находясь в свободном виде, располагаются в дефектных участках металла (раковинах, трещинах и т. д.). Примеси внедрения (азот, кислород), концентрируясь в зернограницных объемах и образуя выделения нитридов и оксидов по границам зерен, повышают порог хладноломкости и понижают сопротивление хрупкому разрушению. Неметаллические включения (окислы, нитриды, частицы шлаков и т. п.), если они присутствуют в повышенных количествах или располагаются в виде скоплений, являются концентраторами напряжений и могут значительно понизить предел выносливости и вязкости разрушения.

Очень вредным является растворенный в стали водород, который сильно охрупчивает сталь. Поглощенный при выплавке стали водород не только охрупчивает сталь, но приводит к образованию в катаных заготовках и крупных поковках флокенов. Флокены представляют собой очень тонкие трещины овальной или округлой формы, имеющие в изломе вид пятен – хлопьев серебристого цвета. Флокены резко ухудшают свойства стали. Металл, имеющий флокены, нельзя использовать в промышленности.

Влияние водорода при сварке проявляется в образовании холодных трещин в наплавленном и основном металле.

Нанесение на поверхность стальных изделий гальванических покрытий или травление в кислотах для очистки ее связано с опасностью

насыщения поверхности водородом, что также вызывает охрупчивание. Если водород находится в поверхностном слое, то он может быть удален в результате нагрева при 150–180 °С, лучше всего в вакууме при давлении 10^{-2} – 10^{-3} мм рт. ст. Наводороживание и охрупчивание возможно и при работе стали в контакте с водородом, особенно при высоком давлении.

Широко применяемые в последние годы выплавка или разливка в вакууме значительно уменьшают содержание водорода в стали.

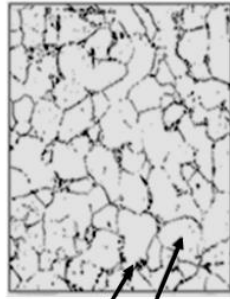
6.6 Микроструктура углеродистых сталей в равновесном состоянии

Сплавы достигают равновесного состояния, т. е. минимума свободной энергии, в случае кристаллизации при очень медленном охлаждении – не более 1 °С/ч. Представление о микроструктуре железоуглеродистых сплавов – сталей и чугунов – в равновесном состоянии дает диаграмма железо – цементит.

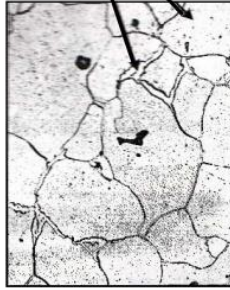
Однако диаграмма не дает прямого ответа о форме зёрен, составляющих структуру, и их расположении относительно друг друга. На этот вопрос отвечает металлографическое исследование. Необходимо из сплава изготовить микрошлиф и выполнить по нему на металлографическом микроскопе микроструктурный анализ. Современные оптические металлографические микроскопы позволяют сфотографировать при различных увеличениях микроструктуру любого участка микрошлифа. На рисунке 6.8 приведены микроструктуры различных сплавов при комнатной температуре.

Микроструктура технического железа представляет собой зерна феррита, по границам которых в виде прослоек располагается третичный цементит. Третичный цементит выпал из феррита при понижении температуры. Например, при 727 °С растворимость углерода в феррите соответствует точке *P* (0,025 %), а при нулевой температуре – точке *Q* (0,008 %).

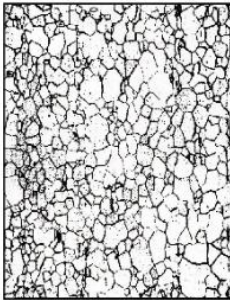
В структуре доэвтектоидных марок сталей наблюдаются темные зерна пластинчатого перлита и светлые зерна феррита. С повышением содержания углерода микроструктура темнеет, так как возрастает площадь перлитной составляющей $F_{\text{П}}$, а феррита становится меньше. При содержании 0,6–0,7 % С феррит выделяется не в виде отдельных зерен, а оторочкой вокруг зерен перлита и наблюдается в плоскости шлифа как ферритная сетка, неравномерная по толщине.



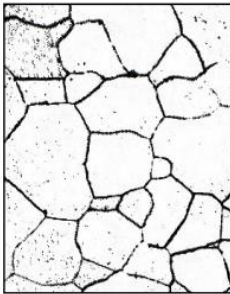
× 100
Феррит и цементит третичный
0,07 % С



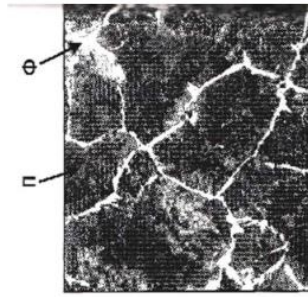
× 100
Феррит и цементит свободный
0,05 % С



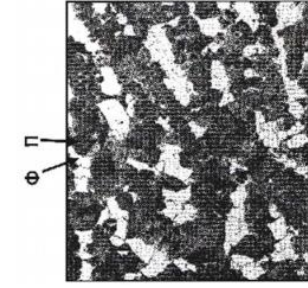
× 100
Феррит
0,03 % С



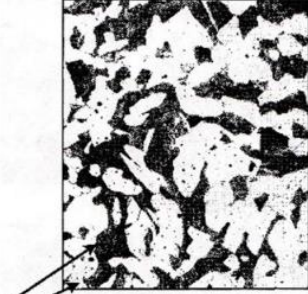
× 100
Техническое железо
0,01 % С



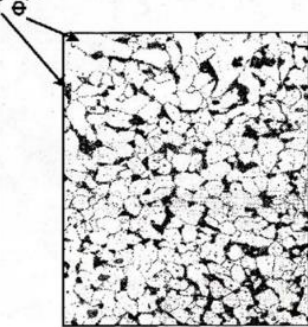
× 100
0,7 % С
95 % перлита



× 100
0,5 % С
65 % перлита



× 100
0,35 % С
45 % перлита



× 100
0,12 % С
16 % перлита

Рисунок 6.8 – Микроструктура доэвтектоидных сталей

У эвтектоидной стали микроструктура становится совсем темной, поскольку состоит только из зерен пластинчатого перлита (перлитных колоний), сросшихся между собой (рисунок 6.9). По ориентировке пластин различают зерна (колонии) перлита.

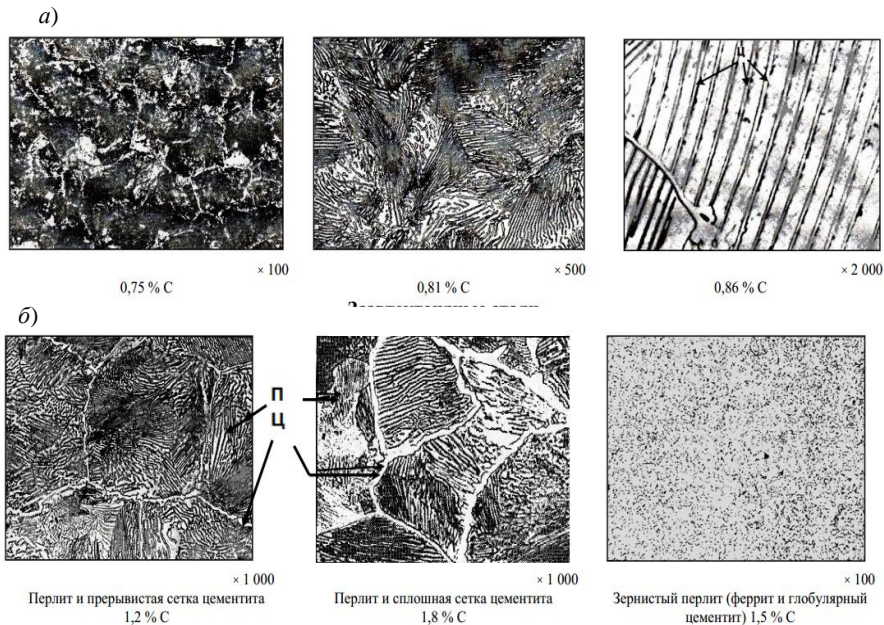


Рисунок 6.9 – Микроструктура эвтектоидных (а) до- и заэвтектоидных (б) сталей

Микроструктура заэвтектоидной стали представляет зерна пластинчатого перлита, разобщенные прослойками избыточного вторичного цементита, которые в совокупности образуют в плоскости шлифа цементитную (карбидную) сетку. Вторичный цементит выпал как избыточная фаза из зерен аустенита, образовав вокруг них сплошную оболочку (рубашку).

Цементитная сетка и пластинчатый перлит неблагоприятно влияют на механические и технологические свойства: снижается ударная вязкость и ухудшается обрабатываемость резанием. Наилучшей структурой заэвтектоидной стали является зернистый перлит и разорванная цементитная сетка. Такую структуру получают, подвергая сталь, в структуре которой имеется цементитная сетка, вначале нормализации, а затем отжигу на зернистый перлит (сферотизации).

По микроструктуре можно определить содержание углерода в стали. Например, в доэвтектоидных сталях содержание углерода C , %, определяется по площади перлитной составляющей $F_{\text{п}}$, %:

$$C = 0,8F_{\text{п}} / 100.$$

Стали классифицируют по химическому составу, качеству, степени раскисления, структуре, прочности и назначению.

По химическому составу стали делят на углеродистые и легированные. В зависимости от содержания углерода различают низкоуглеродистые (до 0,3 % C), среднеуглеродистые (0,3–0,7 % C) и высокоуглеродистые (свыше 0,7 % C).

Легирование стали в зависимости от введенных основных легирующих элементов могут быть хромистыми, кобальтовыми, марганцовистыми, хромоникелевыми и другими. В зависимости от суммарного содержания легирующих.

Структурный класс сталей определяют после отжига и нормализации.

После отжига стали могут быть доэвтектоидными (феррит+перлит), эвтектоидными (перлит), заэвтектоидными (перлит и цементит), а также при введении больших количеств марганца, никеля, хрома, кремния, вольфрама и других образуются стали аустенитного или ферритного классов соответственно.

Элементы различают малолегированные (менее 5 %), среднелегированные (5–10 %) и высоколегированные (более 10 %) стали.

По качеству, оцениваемому суммарным содержанием примесей (серы и фосфора), стали подразделяют на стали обычного качества (до 0,05 % S и 0,04 % P), качественные (менее 0,04 % S и 0,035 % P), высококачественные (менее 0,025 % S и 0,025 % P) и особо высококачественные (менее 0,015 % S и 0,025 % P).

По степени раскисления различают стали спокойные, которые раскисляли марганцем, кремнием, алюминием; кипящие – только марганцем и полуспокойные (последние занимают промежуточное положение между двумя первыми).

Углеродистые стали могут быть первых трех классов, а легированные стали – всех классов.

После нормализации структура сталей в зависимости от устойчивости переохлажденного аустенита может быть перлитного, мартенситного и аустенитного классов. К перлитному классу относятся углеродистые и низколегированные стали, а к мартенситному и аустенитному классам – средне- и высоколегированные стали.

Деление по прочности позволяет условно выделить стали нормальной прочности ($\sigma_b \sim 1000$ МПа), повышенной прочности ($\sigma_b \sim 1500$ МПа) и высокопрочные ($\sigma_b > 1500$ МПа).

По назначению стали подразделяют на конструкционные (менее 0,7 % углерода) и инструментальные (более 0,7 % углерода). В свою очередь в зависимости от конкретного применения различают конструкционные стали общего и специального назначений, стали с особыми физическими или химическими свойствами, инструментальные стали для режущих и измерительных инструментов, жаростойкие и жаропрочные стали и многие другие.

6.7 Легированные стали

Для придания сталям необходимых свойств в нее специально вводят различные добавки – легирующие элементы, а стали в таком случае называются легированными. Наиболее часто добавляют такие элементы, как хром, никель, марганец, кремний, молибден, вольфрам, титан, ниобий, кобальт, алюминий, медь, азот, бериллий и др.

Практически все легирующие элементы изменяют температуры полиморфных превращений железа, температуры эвтектической и эвтектоидной реакций и влияют на растворимость углерода в железе. Некоторые легирующие элементы активно взаимодействуют с углеродом, азотом, бором, а также друг с другом и с железом, образуя соответственно карбиды, нитриды, бориды или интерметаллиды (промежуточные фазы).

Температуры фазовых превращений в железе и сталях принято обозначать буквой «А» с соответствующим индексом: эвтектоидная температура (линии *PSK*) – *A1*; температура магнитного превращения (линия *MO*) – *A2*; температуру линии *GS* – *A3*; температуру полиморфного превращения (линия *NJ*) – *A4*; температуру линии *SE* – *Am* (см. рисунок 6.1).

Вследствие гистерезиса температуры превращений введены дополнительные индексы «r» – при охлаждении, «c» – при нагреве (*Ar*, *Ac1*, *Ar3*, *Ac3*).

Влияние легирования на свойства феррита и аустенита. Основой большинства современных сталей является легированный феррит, прочность и твердость которого, как правило, выше, чем у нелегированного. Наиболее сильно повышают прочность и твердость марганец и кремний (рисунок 6.10, *a*). Чем мельче зерно феррита, тем выше его прочность. Все легирующие элементы, за исключением никеля, при содержании их в стали выше определенной концентрации (1 % хрома, 0,8 % кремния, 1,5 % марганца и т. д.) снижают значения ударной вязкости (трещиностойкости).

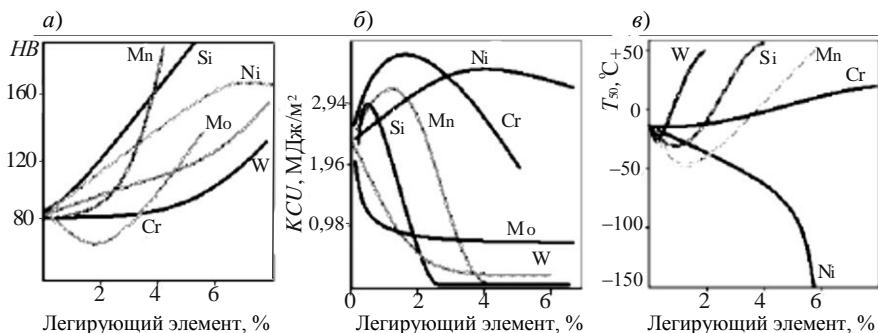


Рисунок 6.10 – Влияние легирующих элементов на твердость феррита: *a* – на ударную вязкость феррита; *б* – на хладноломкость стали; *в* – T_{50} – середина температурного интервала хрупкости (50 % хрупкой составляющей в изломе)

Легирующие элементы существенно влияют на температуру перехода феррита в хрупкое состояние (порог хладноломкости). Большинство легирующих элементов, кроме никеля, повышают порог хладноломкости. Никель существенно его снижает (рисунок 6.10, *в*). При высоком содержании в стали никеля или марганца (являющихся основой многих коррозионноустойчивых жаропрочных и немагнитных сталей) аустенит устойчив. Наибольшее упрочнение аустенита наблюдается при легировании его азотом и углеродом, а кобальт практически не влияет на упрочнение. Аустенит легко упрочняется под действием холодной деформации (наклеп), он парамагнитен и имеет высокий коэффициент теплового расширения.

Влияние легирующих элементов на фазовые превращения сталей.

Легирующие элементы, растворяясь в железе, по-разному влияют на температурные области существования модификаций Fe α и Fe γ (температуры $A3$ и $A4$). Углерод, никель, марганец, кобальт, азот понижают температуру $A3$ и повышают температуру $A4$, т. е. расширяют температурный интервал устойчивости Fe γ . В сплавах с концентрацией легирующих элементов, превышающих концентрацию, соответствующую точке *б* диаграммы Fe–Fe 3 C (рисунок 6.11, *a*), модификация Fe γ с ГЦК решеткой устойчива при температурах 20–25 °C и ниже. Такие стали называются аустенитными.

К элементам, расширяющим температурный интервал устойчивости Fe α (повышают температуру $A3$ и понижают $A4$), относятся хром, молибден, вольфрам, кремний, титан и др. (рисунок 6.11, *б*). Однофазные сплавы с ОЦК решеткой, устойчивые при всех температурах вплоть до солидуса, называются ферритными сталями. Сильные карбидообразующие элементы – молибден, вольфрам, ванадий, ниобий, титан, цирконий – могут образовывать самостоятельные карбиды состава MeC или Me $_2$ C, которые тугоплавки и

практически нерастворимы в аустените. Относительно слабый карбидообразующий марганец самостоятельных карбидов в сталях не образует при любых его концентрациях, он легирует цементит $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$. Промежуточное положение по карбидообразующей способности занимает хром, который образует карбид Cr_7C_3 в низко- и среднелегированных сталях (суммарное содержание легирующих элементов меньше 10 %) или карбид Cr_{23}C_6 в высоколегированных сталях.

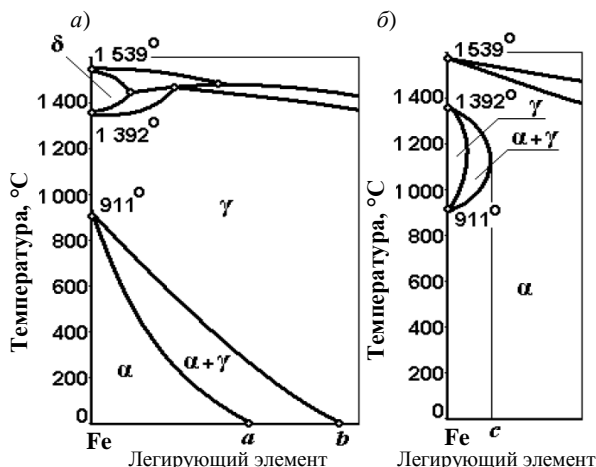


Рисунок 6.11 – Диаграмма состояния железо – легирующий элемент:
 а – с открытой γ -областью; б – с замкнутой γ -областью

Легирующие элементы, расширяющие γ -область (марганец, никель и др.), смещают линии PSK , GS и SE диаграммы $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$ в сторону более низких температур, а легирующие элементы, расширяющие α -область, наоборот, смещают эти линии в сторону более высоких температур (см. рисунок 6.1).

На рисунке 6.12, а показано влияние легирующих элементов на температуру эвтектоидного превращения при нагреве (линия $PSK - Ac1$) диаграммы $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$.

Большинство легирующих элементов уменьшает растворимость углерода в аустените при всех температурах, т. е. происходит сдвиг линии SE в сторону меньших концентраций углерода и соответственно уменьшается содержание углерода в эвтектоиде (рисунок 6.12, б).

Карбиды в легированных сталях. В сталях карбидообразующими являются следующие элементы: железо, марганец, хром, вольфрам, молибден, ниобий, титан, цирконий (элементы перечислены в порядке их карбидообразующей способности). При небольших концентрациях карбидообразую-

щих элементов они замещают атомы железа в решетке цементита состава $(\text{Fe}, \text{Me})_3\text{C}$, где Me – легирующий металл.

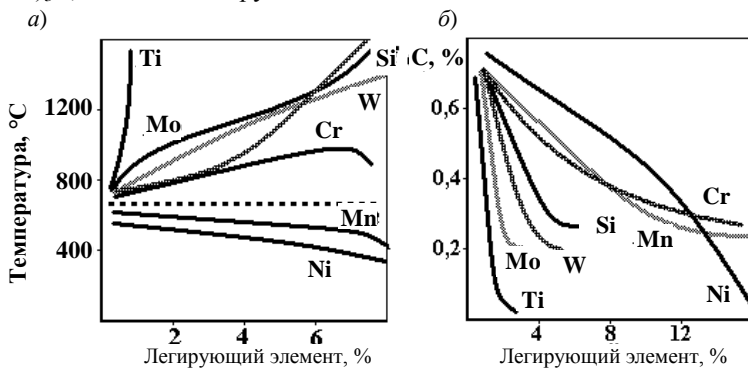


Рисунок 6.12 – Влияние легирующих элементов:
 а – на температуру A_{c1} ; б – на содержание углерода в эвтектоиде

Таким образом, в зависимости от легирующего элемента и его количества в структуре легированных сталей могут присутствовать следующие типы карбидов: хорошо растворимые в аустените карбиды типа Me_3C , труднорастворимые карбиды типа Me_7C_3 , M_{23}C_6 и почти не растворимые в твердом состоянии карбиды типа MeC и Me_2C .

Интерметаллические соединения. При высоком содержании легирующие элементы образуют с железом или друг с другом интерметаллические соединения. Примером таких соединений могут служить Fe_7Mo_6 , Fe_7W_6 , Fe_3Nb_2 , Fe_3Ti и др. В сплавах Fe – Cr и Fe – V образуются твердая и хрупкая σ -фазы, отвечающие соединению FeCr и FeV. В сплавах Fe – Cr – Mo (8 – 27 % Cr и более 5 % Mo), Fe – Cr – Ni – Mo (2–3 %, Mo) может образовываться хрупкая χ -фаза состава Fe_3CrMo .

Структурные классы легированных сталей. В условиях равновесия легированные стали по структуре делят на следующие классы: доэвтектоидные стали, содержащие в структуре эвтектоид и легированный феррит, эвтектоидные стали и заэвтектоидные, структура последних состоит из эвтектоида и избыточных карбидов Me_3C . Все эти стали объединяют в один класс – перлитные стали.

Карбидные стали (ледебуритные) имеют в литом состоянии эвтектику типа ледебурит. Хотя по структуре эти стали больше соответствуют белым чугунам, но относительно небольшое количество углерода (менее 2 %) позволяет подвергать их пластической деформации (ковке) и отнести к сталям ледебуритного класса.

При низком содержании углерода и большом количестве легирующего элемента, ограничивающего область существования аустенита, структура

состоит из легированного феррита с небольшим количеством карбидов – сталь ферритного класса. При высоком содержании легирующего элемента, расширяющего γ -область, можно при нормальной температуре получить чисто аустенитную структуру – стали аустенитного класса.

В сталях с частичным превращением $Fe_\alpha \leftrightarrow Fe_\gamma$, можно получить полуферритную или полуаустенитную структуры.

Таким образом, основываясь на фазовом равновесии, легированные стали подразделяют на перлитный, ферритный, аустенитный, полуферритный, полуаустенитный и ледебуритный классы.

7 ВИДЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Упрочнению термической обработкой подвергаются до 8–10 % общемировой выплавки стали. В машиностроении объем термического передела составляет до 40 % стали, потребляемой этой отраслью. Номенклатура упрочняемых деталей велика – от деталей приборов, разнообразных деталей машин до крупных элементов металлургического, транспортного, энергетического оборудования.

Основными видами термической обработки, различно изменяющими структуру и свойства стали и назначаемыми в зависимости от требований, которые предъявляются к полуфабрикатам (отливкам, поковкам, прокату и т. д.) и готовым изделиям, являются отжиг, закалка и отпуск.

7.1 Отжиг

Отжиг стали производится с целью снятия внутренних напряжений, устранения внутрикристаллической ликвации, снижения твердости, получения мелкозернистой структуры, что является предпосылкой достижения высоких механических свойств. Отжиг заключается в медленном нагреве изделий, выдержке при заданной температуре и медленном охлаждении. К основным видам отжига относятся диффузионный, полный, неполный и рекристаллизационный.

Рекристаллизационный отжиг проводят при температурах, близких к критической точке A_{c1} (650–700 °C), т. е. более высоких, чем температуры начала рекристаллизации, что обеспечивает высокую скорость рекристаллизации.

В результате этого вида отжига снижается плотность дефектов в кристаллах, изменяется текстура металла. Из деформированных зерен образуются новые мелкие, равноосные зерна, физико-механические свойства возвращаются к исходному, характерному для неупрочненного, состоянию. Твердость снижается, пластичность возрастает. Чаще всего рекристаллизационный отжиг применяется между операциями холодного деформирования как промежуточная операция.

На рисунке 7.1 показано изменение микроструктуры наклепанного металла в результате рекристаллизационного отжига.

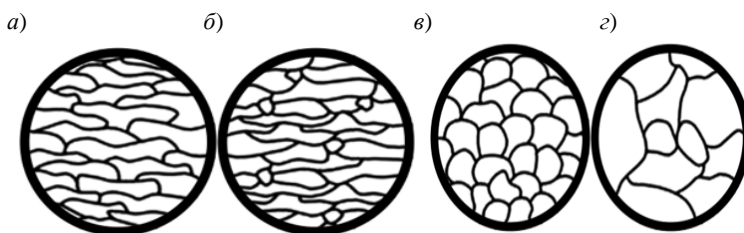


Рисунок 7.1 – Схемы изменения микроструктуры наклепанного металла при нагреве

Диффузионный (гомогенизирующий) отжиг проводят для устранения химической неоднородности – внутрикристаллической (или дендритной) ликвации, повышающей склонность к хрупкому разрушению при обработке давлением, к возникновению тонких внутренних трещин – флокенов и других дефектов.

Для более полного протекания диффузионных процессов отжиг проводят при высоких температурах – 1100–1200 °С. Общее время диффузионного отжига – нагрев, выдержка, медленное охлаждение – достигает 80–100 и более часов. После отжига углеродистой стали получают структуры, близкие к равновесным: перлит в эвтектоидной стали, перлит и феррит в доэвтектоидной стали и перлит, и цементит в заэвтектоидной стали.

Высокие температуры и большая продолжительность отжига приводят к получению крупного зерна – недостатку, который устраняется при последующей термической обработке – полном отжиге или нормализации – или обработке давлением. Диффузионному отжигу подвергают слитки и крупные фасонные отливки.

Диаграмма изотермического распада аустенита. Сталь со структурой аустенита, быстро охлажденная до температуры ниже A_{r1} (т. е. переохлажденная), оказывается в метастабильном состоянии и претерпевает превращение. Для его описания строят так называемые диаграммы изотермического превращения аустенита, отражающие степень распада аустенита во времени при разных температурах. Образцы стали, быстро охлажденные до определенной температуры, выдерживают при этой температуре, контролируя количество распавшегося аустенита.

На рисунке 7.2 приведена диаграмма изотермического распада аустенита эвтектоидной стали, где П, Б, М – области перлитного, бейнитного и мартенситного превращений; M_n – температура начала превращения аустенита в мартенсит; M_k – температура конца превращения.

Левая С-образная кривая характеризует начало распада, правая кривая показывает время, когда процесс распада полностью заканчивается (или приостанавливается). Область, расположенная левее кривой начала распада,

определяет продолжительность инкубационного периода, в течение которого распад аустенита экспериментально не фиксируется.

Из рисунка 7.2 видно, что устойчивость аустенита с увеличением степени переохлаждения сначала быстро уменьшается, это связано с возрастанием разности свободных энергий аустенита и образующихся фаз. При дальнейшем увеличении степени переохлаждения устойчивость аустенита вновь повышается, что вызывается снижением скорости образования новых фаз и их роста в результате замедления диффузионных процессов.

При температурах, соответствующих точке M_n и более низких, процессы диффузии полностью подавляются. Происходит сдвиговое бездиффузионное фазовое превращение аустенита в структуру закаленной стали, называемую *мартенситом*. Мартенситное превращение обусловливается упорядоченным перемещением атомов, причем такие перемещения малы по сравнению с межатомным расстоянием.

В зависимости от степени переохлаждения различают три области превращения: перлитную, мартенситную и бейнитную (промежуточную между ними), в которых соответственно протекают перлитное, мартенситное и бейнитное превращения.

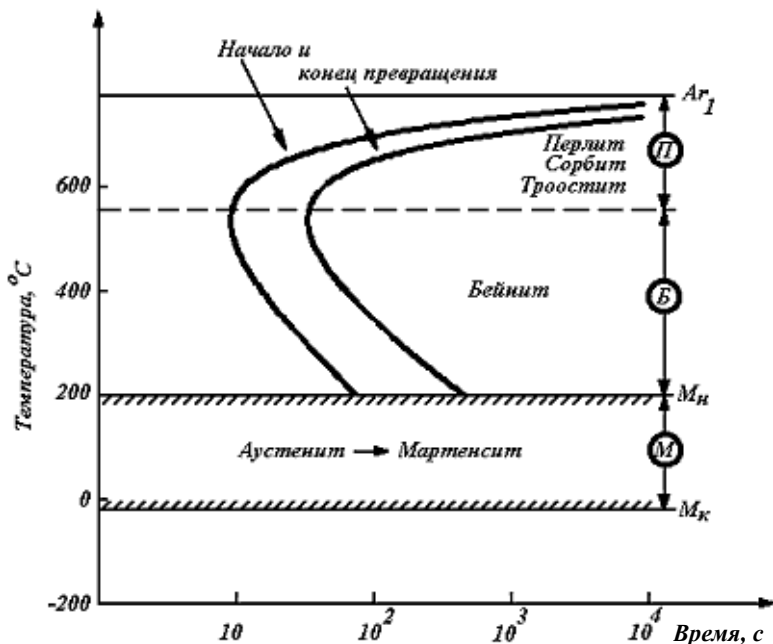


Рисунок 7.2 – Диаграмма изотермического распада аустенита стали У8

Полный отжиг заключается в полной фазовой перекристаллизации стали. Этому виду термической обработки подвергают доэвтектоидные стали. Структура доэвтектоидной стали при нагреве до температур линии A_{c1} состоит из зерен перлита и феррита.

При нагреве эвтектоидной стали несколько выше критической точки A_1 перлит превращается в аустенит. Начало превращения сопровождается образованием зародышей аустенита, вследствие аллотропического превращения решетки α -железа перлита в решетку γ -железа аустенита. Они возникают в зернах перлита на границах раздела пластинок феррита и цементита, где существует много дефектов. Одновременно с полиморфным превращением α - γ происходит растворение в аустените углерода цементита. Превращение состоит из двух одновременно протекающих процессов: полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода и растворения в аустените цементита. Механизм процесса превращения перлита в аустенит состоит в зарождении зерен аустенита и их росте. В результате превращения из одного зерна перлита возникают несколько зерен аустенита, причем их общий объем равен исходному объему зерна перлита (рисунок 7.3). После медленного охлаждения зерна аустенита превращаются в зерна перлита с тем же объемом. Таким образом происходит измельчение структуры стали.

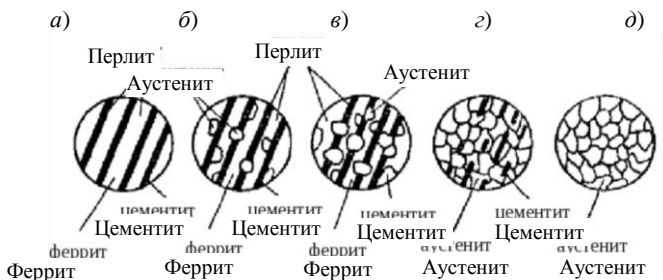


Рисунок 7.3 – Схема превращения перлита в аустенит:

a – зерна перлита; *б* – зарождение зерен аустенита; *в*, *з* – рост зерен аустенита и зарождение новых; *д* – зерна аустенита

При нагреве доэвтектоидной стали выше точки A_1 после превращения перлита в аустенит образуется двухфазная структура – аустенит и феррит. При дальнейшем нагреве в интервале температур A_1 – A_3 феррит постепенно растворяется в аустените: содержание углерода в аустените при этом уменьшается в соответствии с линией GS . При температуре A_3 феррит исчезает, а концентрация углерода в аустените соответствует содержанию его в стали.

Аналогично протекает превращение и в заэвтектоидной стали. При температуре несколько выше A_1 перлит превращается в аустенит. В интервале температур A_1 – A_{cm} происходит растворение избыточного цементита. Выше температуры A_{cm} будет только аустенит, содержание углерода в котором соответствует его содержанию в стали.

Выше температур A_{c3} и A_{cm} структура всех сталей будет аустенит. С дальнейшим повышением температуры происходит рост зерен аустенита (собирательная рекристаллизация) с различной интенсивностью для разных сталей.

Технология полного отжига стали состоит в нагреве на 30–50 °С выше температуры, соответствующей критической точке A_{c3} , выдерживают при этой температуре до завершения перехода исходной структуры в аустенит и медленно охлаждают вместе с печью (рисунок 7.4). Отжиг, как правило, является предварительной термической обработкой.

При нагреве стали до температур отжига, в связи с фазовой перекристаллизацией, измельчается зерно и при последующем медленном охлаждении формируется ферритно-перлитная структура с более равномерным распределением структурных составляющих. Поэтому в результате отжига устраняется крупнозернистая структура и структурная неоднородность литой и горячедеформированной стали. Воздействием медленного охлаждения снимаются внутренние напряжения, понижается твердость и улучшается обрабатываемость резанием. Отожженная доэвтектоидная сталь находится в равновесном состоянии и подготовлена к дальнейшей обработке (рисунок 7.5).

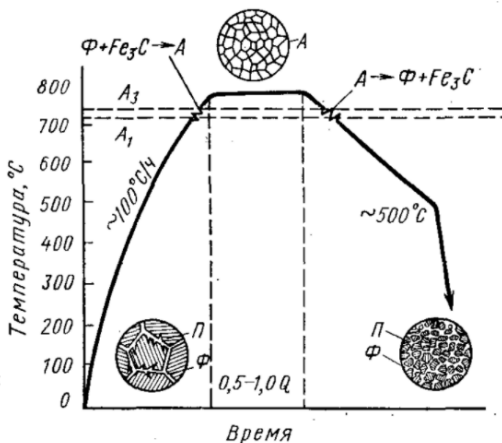


Рисунок 7.4 – Схема полного отжига доэвтектоидной стали

находится в равновесном состоянии и подготовлена к дальнейшей обработке (рисунок 7.5).

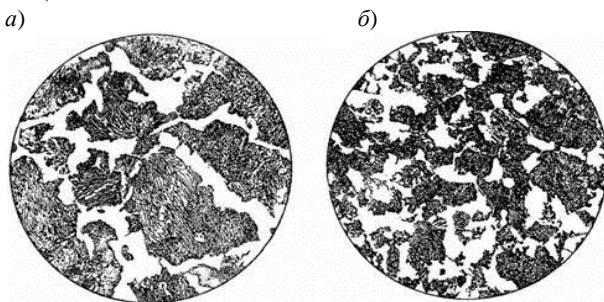


Рисунок 7.5 – Структура стали 45:
а – исходная; б – после полного отжига

Неполный отжиг чаще применяют для заэвтектоидных, т. е. твердых, преимущественно инструментальных сталей, которые с трудом обрабатываются резанием. Цель отжига таких сталей – превращение пластинчатого перлита и сетки вторичного цементита в структуру зернистого перлита, обладающего большей пластичностью и лучшей обрабатываемостью резанием по сравнению с пластинчатым перлитом. Неполный отжиг заэвтектоидных сталей, приводящий к превращению пластинчатой формы цементита в зернистую (сфероидальную), называют *сфероидизацией*.

При охлаждении ниже A_{r1} центрами кристаллизации цементита зернистой формы служат нерастворившиеся при нагреве частицы цементита, а также области аустенита, где концентрация углерода повышена. При нагреве стали существенно выше A_{c1} выделение цементита ниже точки A_{r1} происходит в форме пластин. Это обусловлено растворением значительной части цементита и более полной гомогенизацией аустенита.

Если избыточный цементит находится в виде сетки по границам перлитных зерен – что очень нежелательно – такие стали для растворения цементитной сетки предварительно подвергают нагреву выше A_{cm} , непродолжительной выдержке и охлаждению на воздухе, что предотвращает повторное выделение вторичного цементита по границам аустенитных зерен. После этого проводят неполный отжиг.

Технологические параметры неполного отжига (температура нагрева, скорость охлаждения и др.) определяются маркой стали.

Нормализация заключается в нагреве стали до температуры выше критических точек A_{c3} или A_{cm} на 50–70 °С, выдержке при этой температуре и последующем охлаждении на спокойном воздухе. При нормализации происходит полная фазовая перекристаллизация. Поскольку скорость охлаждения при нормализации выше, чем при отжиге, распад аустенита происходит при более низких температурах, что повышает дисперсность ферритоцементитных структур. В процессе ускоренного охлаждения в доэвтектоидных сталях частично подавляется выделение феррита, а в заэвтектоидных – цементита. Поэтому при нормализации увеличивается количество квазиэвтектоида типа сорбита и троостита (рисунок 7.6). Вследствие образования перлита более тонкого строения сталь приобретает повышенные значения прочности, твердости и ударной вязкости и более низкую пластичность по сравнению с отожженной.

Для низкоуглеродистых сталей нормализация как более простой вид обработки применяется чаще, чем полный отжиг. При этом достигается повышение производительности при обработке деталей резанием, а также более высокая чистота их поверхности. В случае среднеуглеродистых сталей к нормализации прибегают вместо закалки и высокого отпуска, что упрощает

технологию обработки и вызывает меньшую деформацию изделий. Высокоуглеродистые (заэвтектоидные) и легированные стали подвергают нормализации с целью устранения цементитной сетки вторичного цементита, возникающей при медленном охлаждении. В результате нормализации во всех сталях снимаются напряжения.

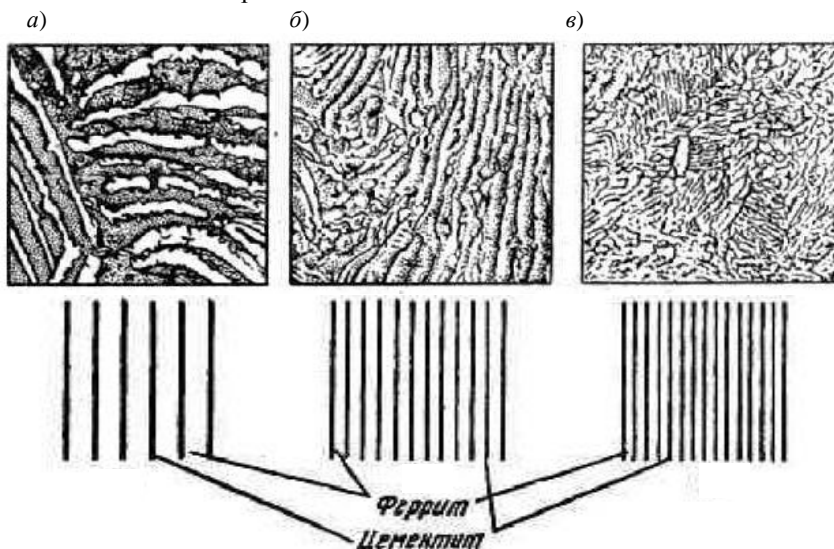


Рисунок 7.6 – Микроструктура и схема ферритно-цементитных структур:
а – перлит; *б* – сорбит; *в* – троостит

Близка к нормализации так называемая одинарная термическая обработка. Отличие указанного вида термической обработки состоит в том, что охлаждение осуществляют струей воздуха. При этом достигается более высокая твердость, чем при нормализации, что позволяет в ряде случаев избежать закалки и последующего отпуска. Образующиеся структуры – сорбит или троостит.

7.2 Закалка

Закалка – термическая обработка – заключается в нагревании стали до температуры выше критической (линия *GOS* для доэвтектоидной и *SK* для заэвтектоидной) (см. рисунок 6.1) или температуры растворения избыточных фаз, выдержке и последующем охлаждении со скоростью, превышающей критическую. Критическая скорость закалки – это такая скорость охлаждения, при которой аустенит не успевает превратиться в перлит, а превращается в мартенсит.

Так, для получения сталей в неравновесном состоянии нужно перевести их путем нагрева в состояние аустенита выше линий *GOSE* (см. рисунок 6.1) и быстрым охлаждением предотвратить его полное превращение в критических точках с образованием явно выраженных участков перлита (отвечающих равновесному состоянию).

В результате закалки образуется неравновесная структура, называемая мартенсит. Мартенсит является упорядоченным пересыщенным твердым раствором внедрения углерода в α -железе (рисунок 7.7). Если в равновесном состоянии растворимость углерода в α -железе при 20 °С не превышает 0,002 %, то его содержание в мартенсите может быть таким же, как в исходном аустените, т. е. может достигнуть 2,14 %.

Атомы углерода занимают октаэдрические поры в решетке α -железа и сильно ее искажают. Мартенсит имеет тетрагональную решетку (см. рисунок 7.7), в которой один период *c* больше другого – *a*.

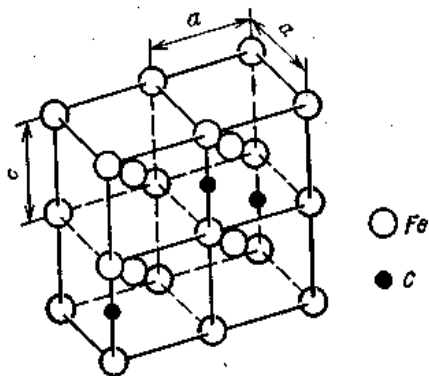


Рисунок 7.7 – Кристаллическая решетка мартенсита

При увеличении содержания углерода высота тетрагональной призмы *c* увеличивается, а размеры ее основания уменьшаются. Следовательно, чем больше в мартенсите углерода, тем больше отношение c/a , т. е. больше тетрагональность решетки.

Отношение $c/a = 1 + 0,046 C$, где *C* – концентрация углерода в аустените, % (по массе).

Характерной особенностью мартенсита является его высокая твердость и прочность. Твердость мартенсита возрастает с увеличе-

нием в нем содержания углерода (рисунок 7.8).

Твердость мартенсита HRC 65 (HV 960), что во много раз больше твердости феррита. Однако с повышением в мартенсите содержания углерода возрастает склонность его к хрупкому разрушению. Мартенсит, содержащий свыше 0,35–0,4 % C, обладает пониженным сопротивлением зарождению трещины и особенно низким сопротивлением развитию трещины и разрушается хрупко.

Твердость мартенсита увеличивается с возрастанием содержания углерода, что влечет за собой искажение тетрагональной решетки мартенсита. При концентрации углерода 0,7 % твердость мартенсита максимальна и при постоянной температуре закалки T_3 с дальнейшим ростом содержания углерода почти не растет (см. рисунок 7.8, кривая 1). Поскольку сталь содержит кроме мартенсита остаточный аустенит, зависимость ее твердости от со-

держания углерода при более высокой температуре закалки T_2 описывается более пологой кривой 2. Если температуру закалки заэвтектоидной стали поднять выше A_{cm3} , твердость ее будет падать с увеличением содержания углерода ($C > 0,7\%$) из-за увеличения содержания остаточного аустенита (кривая 3).

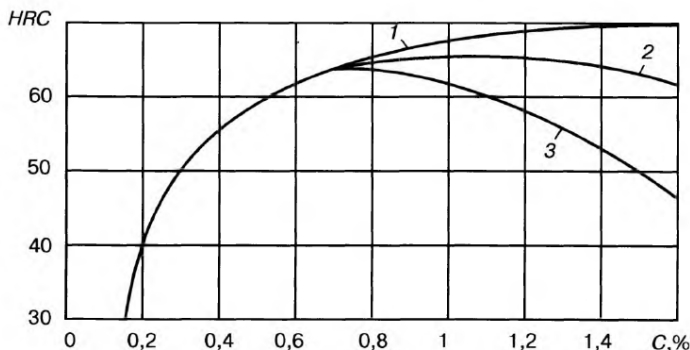


Рисунок 7.8 – Зависимость твердости мартенсита от содержания углерода и температуры закалки: кривые 1–3 соответствуют температурам $T_1 < T_2 < T_3$

Пластичность закаленной стали зависит не только от содержания мартенсита, но и от его дисперсности (размера игл), определяемой размером зерна исходного аустенита. Механические свойства закаленной стали высоки в случае, если исходное зерно аустенита мелкое. При отпуске закаленной стали ее механические свойства претерпевают изменения, которые очень важны с практической точки зрения, поскольку отпуск является завершающей операцией термической обработки стали.

Структура мартенсита низко- и среднеуглеродистых сталей имеет форму реек, ориентированных в одном направлении – реечный мартенсит. Для высокоуглеродистых сталей кристаллы мартенсита представляют собой пластины, которые в плоскости шлифа имеют вид игл (рисунок 7.9).

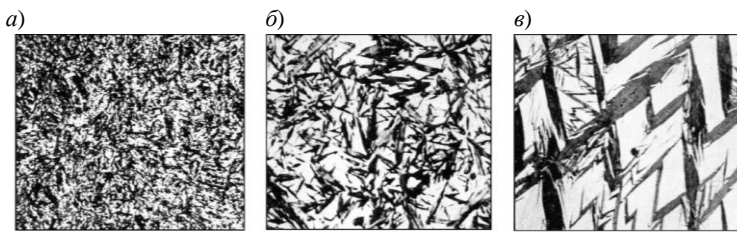


Рисунок 7.9 – Микроструктура мартенсита:
 а – мелкоигльчатая; б – среднеигльчатая; в – крупноигльчатая

Мартенсит, по сравнению с другими структурными составляющими стали, и особенно с аустенитом, имеет наибольший удельный объем. Удельный объем аустенита при содержании 0,2–1,4 % С составляет 0,12227–0,12528 см³/г, а мартенсита – 0,12708–0,13061 см³/г. Увеличение удельного объема при образовании мартенсита является одной из основных причин возникновения при закалке больших внутренних напряжений, вызывающих деформацию изделий или даже появление трещин.

Мартенситное превращение в общем случае не удается подавить быстрым охлаждением, как это может быть при диффузионных превращениях, протекающих по обычной кристаллизационной кинетике. Превращение начинается сразу при температуре M_n и протекает не в изотермических условиях, а в интервале температур. При переохлаждении до температуры, соответствующей точке M_n , аустенит начинает превращаться в мартенсит. Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо непрерывно охлаждать сталь ниже температуры M_n . Если охлаждение прекратить, то мартенситное превращение практически также остановится. Эта особенность мартенситного превращения резко отличает его от диффузионного перлитного, которое полностью протекает в изотермических условиях при температуре ниже точки A_1 .

Количество образовавшегося мартенсита в зависимости от температуры, до которой охлажден образец, может быть выражено так называемой мартенситной кривой (рисунок 7.10).

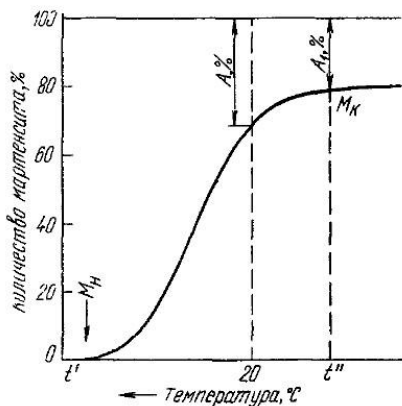


Рисунок 7.10 – Мартенситная кривая

Чем ниже температура, тем больше образуется мартенсита. Количество мартенсита при этом возрастает в результате образования все новых и новых кристаллов, а не вследствие роста уже возникших. По достижении определенной для каждой стали температуры превращение аустенита в мартенсит прекращается. Эту температуру окончания мартенситного превращения обозначают M_k . Положение точек M_n и M_k не зависит от скорости охлаждения и обусловлено химическим составом аустенита. Чем больше в аустените углерода, тем ниже температура точек M_n и M_k (рисунок 7.11, а). Все легирующие элементы, за исключением кобальта и алюминия, понижают точки M_n и M_k (рисунок 7.11, б).

Мартенситное превращение не протекает до конца, если стали имеют точку M_K ниже 20°C , а именно в углеродистых сталях, содержащих свыше $0,4\text{--}0,5\%$ C, присутствует остаточный аустенит. Его количество тем больше, чем ниже температура точек M_H и M_K , т. е. чем выше содержание в аустените углерода и легирующих элементов. В стали с $0,6\text{--}1,0\%$ C количество остаточного аустенита не превышает 10% , а в стали, содержащей $1,3\text{--}1,5\%$ C; оно достигает $30\text{--}50\%$.

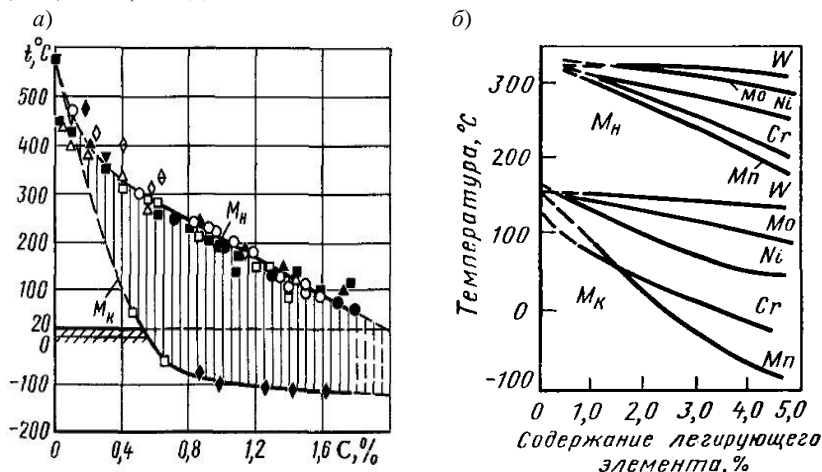


Рисунок 7.11 – Влияние на температуру мартенситных точек M_H и M_K :
 а – содержания углерода; б – легирующих элементов

В некоторых сталях с высоким содержанием углерода и легирующих элементов, например, в стали с $1,3\%$ C и 12% Cr, количество остаточного аустенита после закалки с высоких температур может достигать $80\text{--}100\%$. Это объясняется снижением температуры, соответствующей точке M_H в область отрицательных температур. При больших количествах остаточного аустенита ($20\text{--}30\%$) его можно наблюдать в микроструктуре закаленной стали в виде светлых полей между иглами мартенсита.

Доэвтектоидные углеродистые стали нагреваются под закалку до температур $A_{c3} + (30\text{...}50)^\circ\text{C}$ – полная закалка, и после охлаждения с критической скоростью закалки образуется структура, состоящая из мелкоигльчатого мартенсита и следов остаточного аустенита (рисунок 7.12).

Перегрев стали значительно выше A_{c3} приводит к укрупнению зерен аустенита и увеличению его устойчивости, поэтому после закалки структура состоит из крупноигльчатого мартенсита и большого количества остаточного аустенита, что увеличивает внутренние напряжения и снижает уро-

вень механических свойств. Неполная закалка ($Ac1 < T_{нагр} < Ac3$) для доэвтектоидных сталей не применяется, так как в этом случае в структуре закаленной стали наряду с мартенситом закалки сохраняется феррит, что уменьшает твердость закаленной стали.

Для заэвтектоидных сталей применяют **неполную** закалку $Ac1 + (30...50)^\circ C$. В этом случае наличие в структуре закаленных сталей цементита увеличивает твердость и износостойкость, что необходимо для различных инструментов. На рисунке 7.12 показаны интервалы оптимальных температур нагрева при закалке для сталей.

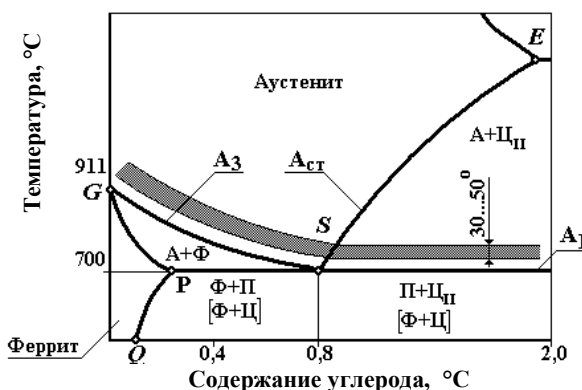


Рисунок 7.12 – Оптимальный интервал температур нагрева стали при закалке:
А – аустенит; Ф – феррит; П – перлит; Цц – цементит вторичный

Влияние скорости охлаждения. В качестве охлаждающих сред при закалке чаще всего используют воду и минеральные масла. Охлаждение в воде применяют при закалке изделий из углеродистых и некоторых низкоуглеродистых сталей, причем в последнем случае только для изделий простой конфигурации. При закалке легированных сталей применяют масло, некоторые высоколегированные стали закалывают на воздухе.

Охлаждение при закалке должно обеспечить получение структуры мартенсита в пределах заданного сечения изделия (определенную прокаливаемость) и не должно вызывать закалочных дефектов: трещин, деформаций, коробления и высоких растягивающих остаточных напряжений в поверхностных слоях.

Наиболее желательна высокая скорость охлаждения (выше критической скорости закалки) в интервале температур $A1-M_n$ для подавления распада переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращений и замедленное охлаждение в интервале температур мартенситного превращения M_n-M_k . Высокая скорость охлаждения в мартенситном ин-

тервале температур нежелательна, так как ведет к резкому увеличению уровня остаточных напряжений и даже к образованию трещин. И в то же время слишком медленное охлаждение в интервале температур M_n-M_k может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества остаточного аустенита вследствие его стабилизации, что снижает твердость стали.

Обычно для закалки используют кипящие жидкости – воду, водные растворы солей и щелочей, масла. При закалке в этих средах различают три периода:

1) *пленочное кипение*, когда на поверхности стали образуется «паровая рубашка»; в этот период скорость охлаждения сравнительно невелика;

2) *пузырьковое кипение*, наступающее при полном разрушении паровой пленки, наблюдаемое при охлаждении поверхности до температуры ниже критической; в этот период происходит быстрый отвод теплоты;

3) *конвективный теплообмен*, который отвечает температурам ниже температуры кипения охлаждающей жидкости; теплоотвод в этот период происходит с наименьшей скоростью.

В таблице 7.1 приведен примерный температурный интервал и относительная скорость охлаждения в середине этого интервала для различных охлаждающих сред.

Таблица 7.1 – Скорости охлаждения в различных средах

Охлаждающая среда	Скорость охлаждения, град/с, в интервале температур	
	200–300	450–650
Вода при 18 °С	270	600
Вода при 28 °С	270	500
Вода при 50 °С	270	100
Вода при 74 °С	20	30
Вода +10 % едкого натра при 18 °С	300	1200
Вода +10 % поваренной соли при 18 °С	300	1100
Вода +10 % серной кислоты при 18 °С	300	750
Вода мыльная при 18 °С	200	30
Вода дистиллированная при 18 °С	300	250
Эмульсия масла в воде	200	70
Машинное масло	30	150
Керосин	40–60	160–180
Медные плиты	20	60
Железные плиты	15	35
Спокойный воздух	–	18

В некоторых случаях для устранения деформации (коробления) деталей и предотвращения образования трещин (растрескивание), которые вызываются значительными остаточными напряжениями, применяют закалку в

двух средах или ступенчатую закалку. При закалке в двух средах деталь, нагретую под закалку, сначала охлаждают в воде, а затем переносят в масло. При этом происходит быстрое прохождение области минимальной устойчивости аустенита, но в интервале мартенситного превращения невысокие скорости охлаждения уменьшают остаточные напряжения. При ступенчатой закалке деталь, нагретую до температуры закалки, переносят в жидкую среду с температурой $M_n + (50-100)^\circ\text{C}$ и выдерживают некоторое время для выравнивания температуры по сечению, а затем охлаждают на спокойном воздухе. Этот вид закалки применяют для деталей небольшого сечения из низко- и среднелегированных сталей с высокой устойчивостью аустенита в области перлитного превращения.

Сталь, нагретая до аустенитного состояния, может быть охлаждена с различной скоростью. Наложим кривые охлаждения образцов углеродистой эвтектидной стали на диаграмму изотермического превращения переохлажденного аустенита (см. рисунок 7.2). Такое наложение несколько условно, однако оно дает качественное представление о влиянии скорости охлаждения на температуру превращения аустенита (рисунок 7.13).

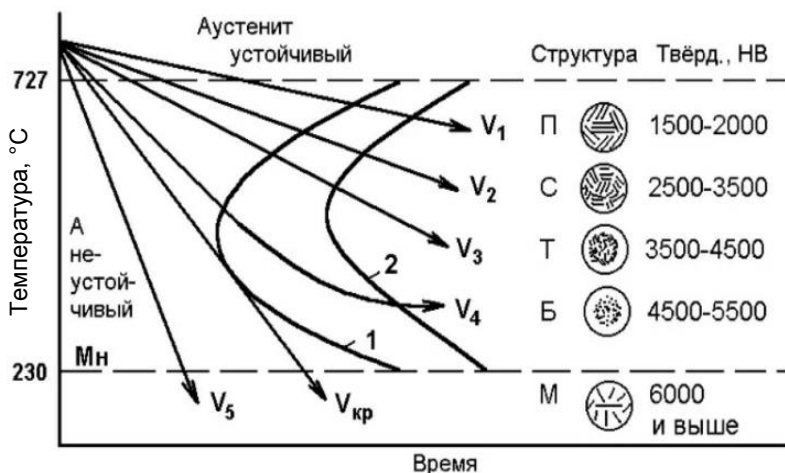


Рисунок 7.13 – Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита с наложенными на нее кривыми охлаждения

Увеличение скорости охлаждения от v_1 до v_3 вызывает понижение температуры перлитного превращения. При непрерывном охлаждении оно развигается в интервале температур; лишь при весьма медленном охлаждении равновесное превращение произойдет при постоянной температуре. Из схемы, приведенной на рисунке 7.13, видно, что при увеличении скорости охлаждения возрастает дисперсность образующихся перлитных структур:

перлит заменяется сорбитом и затем трооститом (П, С, Т). На схеме, для упрощения, температурный интервал превращения не показан.

Перлит, сорбит и троостит, образующиеся при диффузионном распаде переохлажденного аустенита, являются ферритно-цементитными структурами, которые имеют пластинчатое строение (рисунок 7.14), и различаются лишь степенью дисперсности. Однако, в отличие от перлита (эвтектоида), сорбит и троостит, называемые квазиэвтектоидными, не являются равновесными структурами в сталях, не соответствующих эвтектоидному составу (содержат углерода больше или меньше 0,8 %) (см. рисунок 7.14, таблица 7.2).

Таблица 7.2 – Влияние степени переохлаждения на перлитные структуры и их свойства

Структура	Перлит	Сорбит	Троостит
Степень переохлаждения, Δt , °С	Менее 25	59–70	Более 100
Межпластиночное расстояние, Δ_0 , мкм	0,6–1,0	0,25–0,3	0,1–0,15
Твердость, НВ	180–250	250–300	350–450

При скоростях охлаждения, больших $v_{кр}$, аустенит переохлаждается до температуры M_n , начиная с которой происходит мартенситное превращение. При скоростях охлаждения, несколько меньших $v_{кр}$, например, v_4 , аустенит претерпевает превращение в двух температурных областях: часть аустенита превращается в верхнем районе температур, остальная часть аустенита переохлаждается до температуры M_n и превращается в мартенсит.

Из рисунка 7.13 следует, что в сталях с С-образными диаграммами изотермического превращения в условиях непрерывного охлаждения не образуется бейнита; лишь небольшая часть аустенита может превратиться в верхний бейнит при охлаждении со скоростями, несколько меньшими $v_{кр}$, например, v_4 .

Величина критической скорости охлаждения, главным образом, зависит от химического состава аустенита: содержания углерода (рисунок 7.15) и легирующих элементов.

Легирующие элементы, увеличивающие устойчивость переохлажденного аустенита, уменьшают критическую скорость охлаждения. Заметное влияние оказывает также наличие наряду с аустенитом других твердых фаз: включения карбидов или неметаллические включения (сульфиды и др.) уменьшают устойчивость переохлажденного аустенита и тем самым увеличивают критическую скорость охлаждения сталей. Определенное влияние

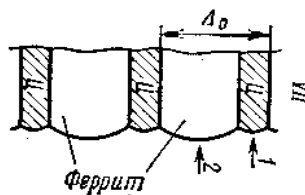


Рисунок 7.14 – Пластинки феррита и цементита в зерне перлита

оказывает и состояние аустенита: с увеличением однородности по составу и с увеличением размера аустенитных зерен величина критической скорости охлаждения несколько снижается.

На практике применяют различные способы закалки. Наибольшее распространение получила закалка в одном охладителе, получившая название *непрерывной*. Для углеродистых сталей и деталей сложной конфигурации этот наиболее простой способ неприемлем ввиду возникновения значительных напряжений и деформаций. Поэтому применяют другие способы закалки, способствующие снижению напряжений: *прерывистую, ступенчатую, изотермическую закалки, закалки с самоотпуском*.

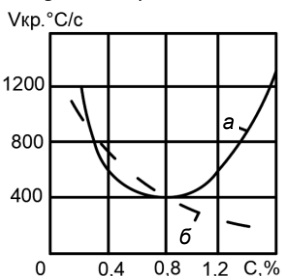


Рисунок 7.15 – Влияние содержания углерода на величину критической скорости охлаждения углеродистых сталей: *а* – нагрев до межкритических температур (выше A_{c1}); *б* – нагрев до однофазной аустенитной области

Прерывистая закалка осуществляется в двух охладителях. Сначала изделие быстро охлаждают в воде до температуры несколько выше M_n , а затем в менее интенсивном охладителе – в масле или на воздухе, что способствует снижению внутренних напряжений и деформаций.

Ступенчатая закалка заключается в выдержке нагретой детали в закалочной среде при температуре несколько выше точки M_n (обычно 180–250 °C) и последующем охлаждении до комнатной температуры на воздухе. Назначение выдержки – выравнивание температуры по всему сечению изделия. При такой выдержке, однако, не должен происходить распад аустенита с образованием бейнита.

Изотермическая закалка. Закалка по этому способу производится, как и ступенчатая, в ванне при температурах выше точки M_n . Отличие состоит в том, что предусматривается более длительная выдержка с целью распада аустенита с образованием бейнита. В результате получают высокие значения прочности и вязкости при твердости HRC 40–50. Изотермическую закалку применяют для деталей, склонных к короблению и образованию трещин.

Закалка с самоотпуском обеспечивает высокую твердость поверхностного слоя в сочетании с вязкой сердцевиной. Сущность этого способа состоит в том, что охлаждение изделия в закалочной среде прерывают: его извлекают из ванны и дальнейшее охлаждение осуществляют на воздухе. Под действием теплоты, сохранившейся в сердцевине изделия, происходит самоотпуск. Закалка с самоотпуском применяется для инструментов, «работающих» с ударными нагрузками (зубила, молотки, кувалды, кернеры и др.).

Закаливаемость и прокаливаемость сталей. Способность стали приобретать после закалки высокую твердость, зависящую от содержания угле-

рода в мартенсите (см. рисунок 7.8), называется закаливаемостью. При закалке сталей в любых охладителях невозможно добиться одинаковой скорости охлаждения поверхности и сердцевины изделия. Если скорость охлаждения сердцевины будет меньше критической, то в ней вместо мартенсита образуются закалочные структуры перлитного типа – троостит или сорбит – закалки с более низкими механическими свойствами. Поэтому большое значение имеют показатели способности стали к образованию при закалке мартенситной структуры по сечению – прокаливаемость (рисунок 7.16).

На практике закаленными считаются слои, в которых содержится не менее 50 % мартенсита (полумартенситная зона), остальное – троостит или сорбит. Полумартенситная структура во многих случаях не обеспечивает максимум механических свойств – сильно снижается ударная вязкость и предел выносливости. В связи с этим прокаливаемость нередко определяют по глубине закаленного слоя со структурой 95 % мартенсита. Критический диаметр для 95 % мартенсита примерно на 25 % меньше критического диаметра, определенного по полумартенситной зоне. Полная прокаливаемость на структуру из 99,9 % мартенсита составляет ~50 % от полумартенситной. Полумартенситную зону принимают в качестве критерия прокаливаемости потому, что ее легко определить по микроструктуре, но еще проще по твердости. Твердость полумартенситной структуры зависит от содержания углерода. Например, при 0,13–0,22 % С твердость полумартенситной структуры углеродистой стали HRC 25, легированной – HRC 30; при 0,28–0,32 % С соответственно HRC 35 и HRC 40; при 0,43–0,52 % С – HRC 45 и HRC 50 и при 0,53–0,62 % С – HRC 50 и HRC 55.

Прокаливаемость тем выше, чем меньше критическая скорость закалки, т. е. чем выше устойчивость переохлажденного аустенита. Между прокаливаемостью и устойчивостью аустенита существует прямо пропорциональная зависимость, и все факторы, повышающие устойчивость аустенита, увеличивают прокаливаемость.

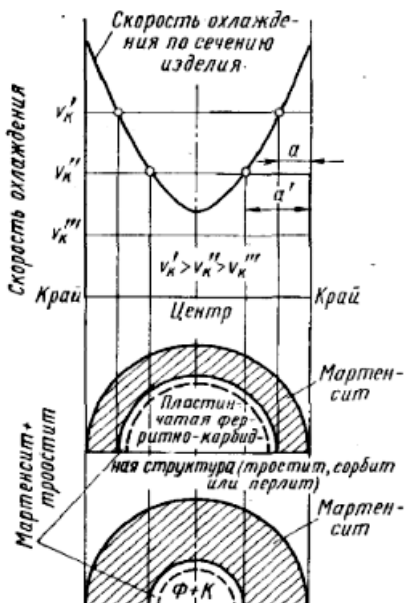


Рисунок 7.16 – Зависимость прокаливаемости от критической скорости охлаждения:

a и a' – глубина закаленного слоя;
 v_k' , v_k'' , v_k''' – критические скорости охлаждения углеродистой и легированной сталей

Определяющее влияние на прокаливаемость оказывают химический состав стали, размер зерна аустенита, различные включения, нерастворимые в аустените. Легирующие элементы (за исключением кобальта), растворимые в аустените, повышает его устойчивость, следовательно, увеличивают прокаливаемость.

Аустенит, образующийся при нагреве стали выше критических температур, может иметь крупный или мелкий размер зерна. Так как суммарная протяженность границ зерен на единицу объема в крупнозернистой стали меньше, чем в мелкозернистой, то устойчивость крупнозернистого аустенита и соответственно прокаливаемость будут выше.

Различные фазы внедрения (карбиды, оксиды, нитриды и другие) являются дополнительными центрами превращения аустенита и понижают прокаливаемость заэвтектоидных (инструментальных) сталей, несмотря на высокое содержание углерода, ниже чем у доэвтектоидных (конструкционных).

7.3 Отпуск

Отпуск заключается в нагреве закаленной стали до температур ниже 727 °С, выдержке при заданной температуре и последующем охлаждении с определенной скоростью. Отпуск является окончательной операцией термической обработки, в результате которой сталь получает требуемые механические свойства. Кроме того, отпуск полностью или частично устраняет внутренние напряжения, возникающие при закалке.

Мартенсит и остаточный аустенит, составляющие типичную структуру закаленной стали, являются неравновесными фазами. При нагреве они переходят в более устойчивое состояние, распадаясь на феррито-цементитную смесь. Поскольку этот распад носит диффузионный характер, особенности его протекания будут определяться температурой нагрева. Можно выделить четыре типа превращений, каждый из которых протекает в определенном интервале температур.

Первое превращение заключается в распаде мартенсита (рисунок 7.17). Оно протекает в две стадии. На первой стадии, при температурах до 150 °С, происходит выделение из α -твердого раствора (мартенсита) углерода в виде частиц ϵ -карбидов с гексагональной решеткой. Процесс зарождения карбидов начинается в областях с повышенной свободной энергией: в районах дефектов строения, где возможно скопление атомов углерода и на границах кристаллов мартенсита. Поставщиком углерода при образовании карбидов является α -твердый раствор, т. е. мартенсит. Поэтому концентрация углерода в участках мартенсита, окружающих частицы карбидов, резко уменьшается, в то время как в более удаленных участках она сохраняется исходной.

Таким образом, в результате низкотемпературного отпуска в стали присутствуют кроме выделившихся ϵ -карбидов два типа мартенсита – с низ-

кой и более высокой концентрацией углерода. Образование ϵ -карбидов вместо более стабильного цементита Fe_3C обусловлено тем, что сопряжение решеток α -раствора и ϵ -карбида лучше. Они когерентно связаны между собой. Поэтому образование критического зародыша ϵ -карбида более вероятно по сравнению с цементитом Fe_3C .

На этой стадии отпуска аустенит в структуре сохраняется и изменений не претерпевает. На второй стадии распада мартенсита, протекающей при 150–350 °С, в условиях возросшей подвижности атомов углерода, продолжается выделение карбидов. Одновременно происходит их укрупнение и превращение ϵ -карбидов в цементит. В конечном счете при температуре около 350 °С содержание углерода в α -твердом растворе становится близким к равновесному, а степень тетрагональности – к единице. Структуру, которую получают в результате отпуска ниже 350 °С, называют мартенситом отпуска. От мартенсита закалки отпущенный мартенсит отличается меньшей концентрацией в нем углерода, включением дисперсных ϵ -карбидов, когерентно связанных с решеткой мартенсита и имеющих форму тонких пластинок. В результате распада мартенсита при отпуске объем уменьшается.

Второе превращение при отпуске связано с распадом остаточного аустенита. Температурный интервал этого превращения сильно зависит от марки термообрабатываемой стали и колеблется в широких пределах: от 200–300 °С при отпуске высокоуглеродистых и некоторых легированных среднеуглеродистых сталей до 500–600 °С для высоколегированных сталей. Остаточный аустенит превращается в нижний бейнит, т. е. структуру, состоящую из низкоуглеродистого мартенсита и частиц карбидов. Эта структура аналогична структуре, образующейся при тех же температурах при отпуске закаленного мартенсита.

Третье превращение протекает при 300–450 °С. На этой стадии завершается выделение углерода из мартенсита, и тетрагональная структура переходит в кубическую – феррит. Кроме того, завершается карбидное превращение, приводящее к полному переходу $\epsilon - Fe_xC$ в цементит Fe_3C . Когерентность решеток феррита и карбида нарушается и происходит обособление фаз. Полученная в результате отпуска при температуре 300–450 °С структура представляет высокодисперсную феррито-цементитную смесь, по

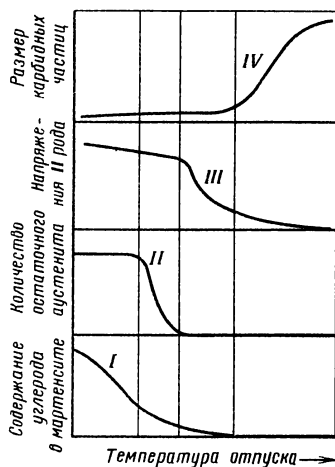


Рисунок 7.17 – Влияние температуры отпуска на структуру и свойства стали

свойствам соответствующую трооститу. Эту структуру называют *трооститом отпуска*.

Четвертое превращение – при отпуске стали при нагреве выше 450 °С интенсифицируются процессы сфероидизации и коагуляции карбидов. Очень тонкая феррито-цементитная структура – троостит отпуска – при температуре 500–600 °С превращается в более грубую – сорбит отпуска. Форма ферритных зерен также становится равноосной. При температурах, близких к критической точке A_{c1} , сорбит отпуска превращается в еще более грубую структуру, получившую название перлит отпуска, или зернистый перлит (зернистый цементит).

Таким образом, изменяя температуру отпуска закаленной стали, можно получить различные структуры – от мартенсита до перлита – и соответствующие свойства. Образование зернистых структур способствует повышению предела текучести, ударной вязкости и улучшению других свойств стали.

Во время отпуска происходит снятие внутренних напряжений. Эти напряжения снимаются тем полнее, чем выше температура отпуска. Наиболее интенсивно напряжения снижаются в результате выдержки при 550 °С в течение 15–30 мин. После выдержки в течение 1,5 ч напряжения снижаются до минимальной величины, которая может быть достигнута отпуском при данной температуре.

При отпуске на механические свойства влияют температура отпуска (рисунок 7.18) и длительность выдержки. С повышением температуры и времени отпуска прочностные показатели уменьшаются, а пластичность и вязкость растут за счет снижения внутренних напряжений и образования зернистой формы цементита в структурах троостит и сорбит отпуска. Надо отметить, что в интервале температур 250–350 и 500–600 °С у некоторых легированных конструкционных сталей возникает так называемая отпускная хрупкость I и II рода, поэтому при указанных температурах отпуск не проводят.

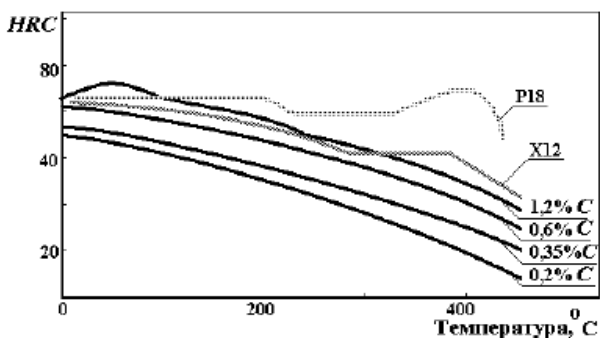


Рисунок 7.18 – Влияние температуры отпуска на твердость сталей

Различают три вида отпуска: низкотемпературный, среднетемпературный и высокотемпературный.

Низкотемпературный (низкий) отпуск проводят с нагревом до 150–200 °С, реже до 240–250 °С. При этом снижаются внутренние напряжения, повышается прочность и немного улучшается вязкость без заметного снижения твердости. Закаленная сталь (0,5–1,3 % С) после низкого отпуска сохраняет твердость в пределах HRC 58–63, а следовательно, высокую износостойкость. Однако такое изделие (если оно не имеет вязкой сердцевины) не выдерживает значительных динамических нагрузок. Поэтому режущий и измерительный инструмент из углеродистых и низколегированных сталей подвергают низкотемпературному отпуску.

Среднетемпературный (средний) отпуск выполняют при 350–500 °С и применяют главным образом для пружин и рессор, а также для штампов. Такой отпуск обеспечивает высокие предел упругости, предел выносливости и релаксационную стойкость. Твердость стали (0,45–0,8 % С) после среднего отпуска – HRC 40–50. Охлаждение после отпуска при 400–450 °С следует проводить в воде, что способствует образованию на поверхности сжимающих остаточных напряжений, которые увеличивают предел выносливости пружин.

Высокотемпературный (высокий) отпуск проводят при 500–680 °С. Высокий отпуск создает наилучшее соотношение прочности и вязкости стали.

Отжиг на зернистый перлит производится с целью улучшения обрабатываемости инструментальных сталей.

Все стали с содержанием углерода более 0,6 % поставляются металлургическими заводами со структурой зернистого перлита.

Термическая закалка с высоким отпуском, по сравнению с нормализованным или отожженным состоянием, одновременно повышает пределы прочности и вязкость. Термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска, называют *улучшением стали*.

На рисунке 7.19 показано влияние температуры отпуска на механические свойства закаленной углеродистой стали.

Улучшению подвергают среднеуглеродистые (0,3–0,5 % С) конструкционные стали, к которым предъявляются высокие требования к пределу текучести, пределу выносливости и ударной вязкости. Однако износостойкость улучшенной стали вследствие ее пониженной твердости не является высокой. Улучшение значительно повышает конструктивную прочность стали, уменьшая чувствительность к концентраторам напряжений, увеличивая работу пластической деформации при движении трещины (работу развития трещины) и снижая температуру верхнего и нижнего порога хладноломкости.

Отпуск при 550–600 °С в течение 1–2 ч почти полностью снимает остаточные напряжения, возникшие при закалке. Чаше длительность высокого отпуска составляет 1–6 ч в зависимости от габаритных размеров изделия.

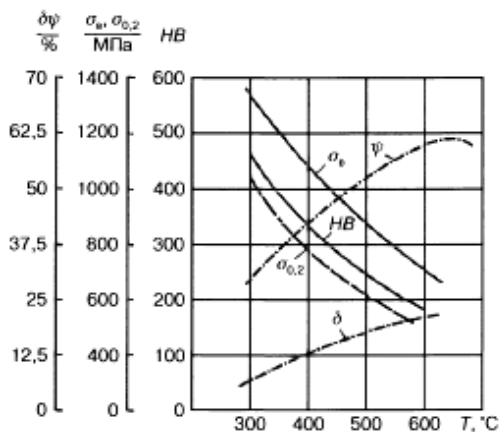


Рисунок 7.19 – Влияние температуры отпуска на свойства закаленной углеродистой стали

Матрица структурных превращений мартенсита в стали У8 при ее нагреве представлена на рисунке 7.20.


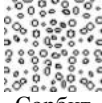
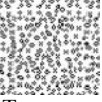
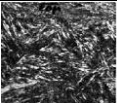
Т, °С 600	 Перлит отпуска			
500		 Сорбит отпуска		
300			 Троостит отпуска	
200				 Мартенсит отпуска
	НВ200	НВ300	НВ400	НВ600

Рисунок 7.20 – Превращения мартенсита при нагреве

Механические свойства образующихся структур показаны в таблице 7.3.

Таблица 7.3 – Механические свойства пластичного и зернистого перлита

Вид перлита	σ_B , кгс/мм ²	δ , %	ψ , %	НВ
Пластичный	82	15	30	228
Зернистый	63	20	40	163

Дефекты, возникающие при закалке. К основным дефектам, которые могут возникнуть при закалке стали, относятся трещины в изделии – внутренние или наружные, деформации и коробление.

Трещины. При закалке трещины возникают в тех случаях, когда внутренние растягивающие напряжения на поверхности превышают сопротивление стали отрыву. Трещины образуются при температурах ниже точки M_n , чаще после охлаждения. Склонность к образованию трещин возрастает с увеличением содержания углерода, повышением температуры закалки и увеличением скорости охлаждения в температурном интервале мартенситного превращения. Другой причиной образования трещин является наличие в изделии концентраторов напряжений (резкое изменение сечения изделия или местные вырезки, углубления, выступы и т. д.).

Трещины – неисправимый дефект. Для предупреждения их образования рекомендуется при конструировании изделий избегать резких выступов, заостренных углов, резких переходов от толстых сечений к тонким и т. д. Проводить закалку при возможно более низких температурах нагрева; осуществлять медленное охлаждение в мартенситном интервале температур путем закалки в двух средах, ступенчатой закалки или применять изотермическую закалку; отпуск выполнять немедленно после закалки.

Деформация и коробление. Деформация, т. е. изменение размеров и формы изделий, происходит при термической обработке в результате термических и структурных напряжений под действием неоднородных объемных изменений, вызванных неравномерным охлаждением и фазовыми превращениями.

Несимметричную деформацию изделий в практике часто называют короблением (поводкой). Оно чаще наблюдается при неравномерном и чрезмерно высоком нагреве под закалку, неправильном положении детали при погружении в закалочную среду и высокой скорости охлаждения в мартенситном интервале температур. Устранение этих причин значительно уменьшает коробление.

Размеры изделий после закалки даже при отсутствии коробления не совпадают с исходными значениями. Вызываемую этими изменениями деформацию можно уменьшить подбором соответствующего состава стали и условий термической обработки (в частности, применением ступенчатой и изотермической закалки).

7.4 Закалка токами высокой частоты

В настоящее время применяются в основном два вида поверхностной закалки: токами высокой частоты и лазерная закалка токами высокой частоты.

Индукционный нагрев для термической обработки был впервые предложен в 1935 г. В. П. Вологдиным. В 1937 г. этот процесс был применен на ЗИЛе для упрочнения многих деталей автомобиля. Индукционный нагрев происходит вследствие теплового действия тока, индуктируемого в изделии, помещенном в переменное магнитное поле. Для нагрева изделие устанавливают в индуктор (соленоид), представляющий собой один или несколько витков пустотелой водоохлаждаемой медной трубки или шины (рисунок 7.21, а). Переменный ток, протекая через индуктор, создает переменное магнитное поле. В результате явления индукции в поверхностном слое, возникают вихревые токи, и в слое обрабатываемого изделия происходит выделение джоулевой теплоты. Плотность индуктированного переменного тока по сечению проводника (нагреваемого изделия) неодинакова. Ток проходит в основном в поверхностном слое проводника. Это явление называется поверхностным эффектом (скин-эффект). Вихревые токи очень быстро (от 3 до 20 с) нагревают поверхностные слои до закалочных температур. Глубина проникновения тока, а значит и толщина закаленного слоя, уменьшаются с увеличением частоты тока (таблица 7.4).

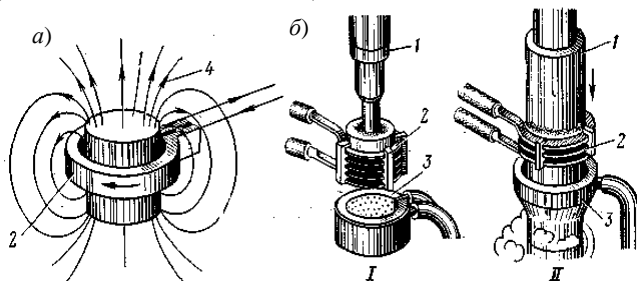


Рисунок 7.21 – Индукционный нагрев:

а – схема индукционного нагрева; б – закалка; I – при одновременном нагреве всей поверхности; II – закалка при непрерывно-последовательном нагреве; 1 – деталь; 2 – индуктор; 3 – спрейнер; 4 – силовые линии магнитного поля

Таблица 7.4 – Глубина проникновения тока в углеродистую сталь (0,45 % С) при 80 °С

Частота тока, Гц	50	10^3	10^4	10^5	10^6
Глубина, мм	91,4	14,5	6,5	2,1	0,65

Глубина проникновения тока увеличивается с повышением температуры и наиболее резко возрастает при температуре, лежащей выше точки Кюри

(768 °С), вследствие резкого уменьшения магнитной проницаемости при переходе стали из ферромагнитного в парамагнитное состояние. Одновременно уменьшается скорость нагрева, что нужно учитывать при установлении режима нагрева. Скорость нагрева в области температур фазовых превращений (А1–А3) для доэвтектоидной стали составляет ~30–300 °С/с. Для поверхностной закалки при поверхностном нагреве применяют сравнительно большую удельную мощность (0,1–2,0 кВт/см²), и поэтому время нагрева незначительно (2–50 с).

Для получения слоя толщиной 1,0 мм оптимальная частота тока составляет 50 000–60 000 Гц, для слоя толщиной 2 мм около 15 000 Гц и для слоя толщиной 4 мм всего порядка 4000 Гц.

Однако уже на частотах звукового диапазона (2000–8000 Гц) можно производить поверхностный нагрев и закалку на глубину 1–2 мм. Глубина закалки примерно равна глубине нагрева до температуры выше критической точки; глубинные слои детали нагреваются ниже температур критических точек и при охлаждении не упрочняются. При необходимости повышения прочности сердцевины перед поверхностной закалкой деталь подвергают нормализации.

Выбор оптимальной толщины упрочняемого слоя определяется условиями работы детали. Когда изделие работает только на износ или в условиях усталости, толщину закаленного слоя чаще принимают 1,5–3,0 мм, в условиях высоких контактных нагрузок и возможной перешлифовки 4–5 мм. В случае особо больших контактных нагрузок, например, для валков холодной прокатки, толщина закаленного слоя достигает 10–15 мм и выше.

Обычно считают, что площадь сечения закаленного слоя должна быть не более 20 % всего сечения.

При больших скоростях нагрева превращение перлита в аустенит сдвигается в область высоких температур, поэтому температура закалки при индукционном нагреве выше, чем при нагреве в печах, где скорость нагрева не превышает 1,5–3,0 °С/с. Чем больше скорость нагрева в районе фазовых превращений, тем выше должна быть температура для достаточно полной закалки (рисунок 7.21, б, I) для изделий, имеющих небольшую упрочняемую поверхность (пальцы, валики, осевые инструменты).

Охлаждающую жидкость (воду, водные растворы полимеров) для закалки обычно подают через душевое устройство (спрейер). Существуют следующие способы закалки с индукционного нагрева.

I Одновременный нагрев и охлаждение всей поверхности; этот процесс состоит из непрерывно-последовательного нагрева и охлаждения; метод применяют для закалки длинных валов, осей и т. д.; при этом методе изделие перемещается относительно неподвижных индуктора и охлаждающего устройства (спрейера), или наоборот (рисунок 7.21, б, II). По сравнению с первым методом не требуется большой установочной мощности генератора.

2 Последовательный нагрев и охлаждение отдельных участков; данный метод используют при закалке шеек коленчатых валов (последовательный нагрев и закалка одной шейки за другой), зубчатых колес с модулем более шести (закалка «зуб за зубом»), кулачков распределительных валов и т. д.;

3 Аустенитизации и получения при охлаждении оптимальной структуры (мелкокристаллический мартенсит) и максимальной твердости. При выполнении индукционного нагрева следует учитывать эффект близости. В системе из двух проводников, по которым течет переменный ток разного направления, наибольшая плотность тока создается в тех частях, которые ближе расположены друг к другу. В связи с этим для получения закаленного слоя равномерной толщины расстояние от индуктора до поверхности детали должно быть одинаковым, а форма индуктора симметричной нагреваемой поверхности детали. Хорошие результаты дает вращение детали в индукторе.

После закалки с индукционным нагревом изделия подвергают низкому отпуску при 160–200 °С, нередко и самоотпуску. В этом случае при закалке охлаждение проводят не до конца, и в детали сохраняется некоторое количество теплоты, нагревающей закаленный слой до температур отпуска.

Для поверхностной индукционной закалки применяют стали, содержащие 0,4–0,5 % С (40, 45, 40X, 45X, 40XH и др.), которые после закалки имеют высокие твердость (HRC 50–60), сопротивляемость износу и не склонны к хрупкому разрушению.

При поверхностной закалке с использованием индукционного нагрева можно получить твердость HRC больше на 3–5 единиц, чем при закалке после нагрева в печи. Это явление часто объясняют высокой скоростью охлаждения при поверхностной закалке в мартенситном интервале температур, исключающей возможность отпуска в процессе закалки. После закалки с индукционного нагрева действительное зерно аустенита мельче (балл 10–12), чем при обычной закалке с печным нагревом (балл 7–8). Мелкое зерно получается вследствие большой скорости нагрева и отсутствия выдержки при нагреве. При поверхностной закалке, в том числе и с глубинным нагревом, сильно повышается сопротивление усталостному разрушению. Предел выносливости (при испытании образца с надрезом) для стали с 0,4 % С после нормализации составляет 15 кгс/мм² (100 %), а после поверхностной закалки 42 кгс/мм² (285 %). Повышение предела выносливости объясняется образованием в закаленном слое остаточных напряжений сжатия. Большинство деталей машин (оси, валы и др.) работает на изгиб и кручение, когда максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях, где сосредоточены концентраторы напряжений.

При знакопеременной нагрузке трещины усталости, как правило, возникают на поверхности под влиянием растягивающих напряжений. При образовании на поверхности остаточных напряжений сжатия они уменьшают растягивающие напряжения, возникающие от внешней нагрузки, и поэтому повышается предел выносливости.

7.5 Лазерная закалка

В последнее время для локальной закалки участков поверхности различных деталей используют источники высококонцентрированной энергии – электронные и лазерные лучи.

При поверхностной закалке, как правило, не требуются охлаждающие среды, так как поверхностные слои очень быстро остывают в результате отвода теплоты в холодную часть детали.

Лазерная закалка металлов – современная технология, применяемая для упрочнения быстро изнашиваемых изделий. В процессе термообработки меняются свойства материала, он становится более устойчивым к развитию коррозионных процессов, трению и прочим негативным факторам.

Воздействуя на поверхность изделия, часть лазерного потока проникает на небольшую глубину, где поглощается поверхностными электронами. За счет этого температура сплава резко повышается. Скорость нагрева зависит от теплопроводности металла и интенсивности воздействия лазером. Глубина воздействия составляет 0,1–1,5 мм, для некоторых материалов она может быть увеличена до 3 мм. Чтобы уменьшить отражение светового потока, зачастую применяются покрытия с низкой отражающей способностью: химические, углеродистые и прочие.

Поэтапно закалка лазером выглядит следующим образом.

1 Поверхность материала нагревается до показателя, близкого к температуре плавления, – 900–1300 °С.

2 В процессе нагрева атомы углерода в металле начинают менять свое положение, в результате чего запускается процесс аустенитного превращения.

3 Когда определенная зона разогревается до установленной температуры, луч сдвигается и обрабатывает следующую область.

4 По мере перемещения светового луча металл практически моментально остывает, эффект самоохлаждения не позволяет ему вернуться к первоначальной структуре.

В результате этого на поверхности образуется мартенсит (игольчатые зерна, представляющие собой перенасыщенный твердый раствор углерода в альфа-железе), и прочность материала значительно повышается. Лазерная поверхностная закалка – управляемый процесс, который можно использовать для деталей любой конфигурации.

Применение поверхностной лазерной закалки. Лазером закаляют поверхности таких материалов, как:

- конструкционная и инструментальная сталь;
- науглероженная и азотированная сталь;
- серый чугун;
- чугун с шаровидным и пластинчатым графитом.

Главным условием для проведения термической обработки является наличие в составе достаточного количества углерода – не менее 0,22 %.

Лазерная закалка стали широко применяется в разных сферах промышленности и сельского хозяйства для придания прочности изделиям, которые работают при повышенных нагрузках и подвергаются преждевременному износу. Это могут быть:

- цилиндрические детали – валы, кольца, втулки;
- режущие кромки ножей;
- медицинские инструменты;
- резбовые поверхности насосно-компрессорных труб;
- штампы, ударопрочные подшипники.

Технология используется для обработки многих других узлов и компонентов, которые применяются в машиностроительной и химической промышленности.

Достоинства лазерной закалки металлов. В результате теплового воздействия на поверхности металлических изделий образуется высокодисперсная структура, которая прочнее основного материала в 2–4 раза. Перед закалкой не требуется проводить сложную предварительную обработку или прогревать деталь: ее сразу помещают в оборудование и подвергают тепловому воздействию. Технология имеет и другие преимущества:

- термообработке можно подвергать детали, имеющие миниатюрные размеры и сложную форму – цилиндрическую, коническую, сфероидальную и пр.;

- оператор имеет возможность точно регулировать температуру лазерного воздействия и его продолжительность;

- выдержка необходимой температуры длится от 0,01 до 10 секунд, то есть на обработку детали средних размеров уходит в среднем 30–90 секунд (при использовании других методов упрочнения требуется гораздо больше времени на нагрев и охлаждение);

- обработанные детали не нуждаются в финишной шлифовке;

- в процессе обработки не выделяются вредные вещества, за счет чего воздействие на окружающую среду минимально;

- по сравнению с другими технологиями упрочнения закалка лазером требует меньшего количества энергоресурсов, что положительно сказывается на себестоимости обработки;

- современное лазерное оборудование оснащено мощными системами охлаждения, что позволяет ему непрерывно работать на протяжении длительного периода времени;

- для внесения изменения в работу техники не требуется много времени на перенастройку, достаточно нажать несколько кнопок.

По сравнению с другими видами термообработки (воздействием током высокой частоты, электронагревом, закалкой расплавом и прочими) закалка

лазером – не объемный, а поверхностный процесс. Время нагрева и охлаждения минимальны, поэтому изделия сохраняют физические параметры, а риск их повреждения или деформации полностью отсутствует.

Недостатки технологии. Несмотря на то, что лазерная термообработка имеет множество преимуществ, она не универсальна и не способна полностью заменить комплексную химико-термическую и объемную термическую обработку, а также методы локальной термической закалки. Зона воздействия ограничивается доступом луча к поверхности, хотя сегодня этот недостаток успешно нивелируется путем использования гибких оптоволоконных систем. Глубина закалки зависит от свойств металла и в большинстве случаев не превышает 1,5 мм – этого недостаточно для качественного упрочнения элементов определенных механизмов и оборудования. Сами технологические комплексы имеют высокую стоимость, поэтому многие малые и средние предприятия не могут позволить себе их приобретение.

7.6 Химико-термическая обработка стали

Химико-термическую обработку применяют для повышения твердости, износостойкости, сопротивления усталости и контактной выносливости, а также для защиты от электрохимической и газовой коррозии. Химико-термическая обработка сочетает тепловое воздействие с химическим и вызывает изменение структуры и состава в поверхностных слоях изделия.

Процессы химико-термической обработки включают диффузионное обогащение поверхностных слоев изделий неметаллами или металлами из внешней активной среды, которая может быть твердой, газовой или жидкой. По характеру изменения химического состава обрабатываемого изделия все разновидности химико-термической обработки можно разделить на две основные группы: диффузионное насыщение неметаллами и диффузионное насыщение металлами.

При диффузионном насыщении поверхностных слоев изделия тем или иным элементом можно выделить три одновременно идущих процесса:

- 1) образование химического элемента в активированном, атомарном состоянии в результате различных химических реакций;
- 2) адсорбция диффундирующих элементов поверхностью изделия;
- 3) диффузия адсорбированных атомов от поверхности к сердцевине изделия.

Первая и вторая стадии процесса химико-термической обработки протекают значительно быстрее третьей – диффузионной стадии, когда формируется структура и свойства диффузионной зоны. Именно третья стадия и определяет скорость процесса химико-термической обработки.

В свою очередь скорость диффузии определяется температурой: чем она выше, тем быстрее идут диффузионные процессы.

Диффузионное насыщение стали углеродом, азотом наиболее широко используется в промышленности. Углерод и азот легко усваиваются поверхностью стали, образуя с железом твердые растворы внедрения, и сравнительно быстро диффундируют вглубь изделия.

Цементация стали. При цементации происходит насыщение углеродом с целью придания поверхностным слоям детали высокой твердости и износостойкости при сохранении вязкой сердцевины, а также для повышения предела выносливости. Для цементации обычно используют низкоуглеродистые стали (0,12–0,23 % С). Выбор таких сталей необходим для того, чтобы сердцевина изделия, не насыщающаяся углеродом при цементации, сохраняла высокую вязкость после закалки. Для цементации детали поступают после механической обработки с припуском на шлифование 0,05–0,10 мм или после окончательной обработки (например, автомобильные шестерни). Во многих случаях цементации подвергается только часть детали; тогда участки, не подлежащие упрочнению, защищают тонким слоем меди (0,02–0,05 мм), которую наносят электролитическим способом, или изолируют специальными обмазками, состоящими из смеси огнеупорной глины, песка и асбеста или окиси алюминия и талька, замешанных на жидком стекле и др.

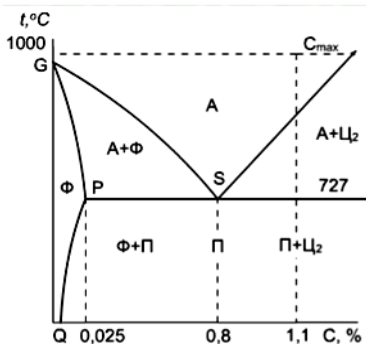


Рисунок 7.22 – Фрагмент диаграммы состояния $Fe - Fe_3C$

Концентрация углерода при этом обычно не достигает предела насыщения при данной температуре.

Цементованный слой имеет переменную концентрацию углерода по глубине, убывающую от поверхности к сердцевине детали (рисунок 7.23). В связи с этим после медленного охлаждения в структуре цементованного слоя можно различить (от поверхности к сердцевине) три зоны: заэвтектоидную 1, состоящую из перлита и вторичного цементита, который образует сетку по бывшему зерну аустенита; эвтектоидную 2, состоящую из одного пластинчатого

Цементацию, как правило, проводят при температурах выше точки A_{c3} , при которых устойчив аустенит, растворяющий в больших количествах углерод. При цементации стали атомы углерода диффундируют в решетку γ -железа. Так как растворимость углерода в γ -железе выше, чем в α -железе, доводят концентрацию на поверхности до 1,1 % (рисунок 7.22).

При температуре цементации (выше точки A_{c3}) диффузионный слой состоит только из аустенита, а после медленного охлаждения – из продуктов его распада: феррита и цементита. Концентрация

перлита; доэвтектоидную β – из перлита и феррита. Количество феррита в этой зоне непрерывно возрастает по мере приближения к сердцевине.

За эффективную толщину цементованного слоя принимают сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половины переходной (доэвтектоидной) зон (см. рисунок 7.23) или глубину распространения контрольной твердости свыше определенного значения. В качестве контрольной твердости (после термической обработки) применяют твердость HRC 50.

При цементации в твердом карбюризаторе изделия укладывают в герметически закрываемые металлические ящики и пересыпают смесью толченого древесного угля с 20–25 % Na_2CO_3 или BaCO_3 , добавки которых интенсифицируют образованием атомарного углерода.

При газовой цементации в качестве карбюратора используют природный газ, контролируемые атмосферы, получаемые в специальных генераторах, а также жидкие углеводороды (керосин, бензол), подаваемые каплями в герметичное пространство печи, где они образуют активную газовую среду. Газовую цементацию используют в крупносерийном и массовом производстве, а цементацию в твердом карбюризаторе – в мелкосерийном.

Цементацию проводят при температурах 920–950 °С на глубину 0,5–2,0 мм, причем это длительный процесс. Так, при цементации в твердом карбюризаторе глубина слоя 0,1 мм достигается за 1 час выдержки, а при газовой цементации продолжительность выдержки сокращается в 2,5–3 раза.

Концентрация углерода в поверхностном слое изделия после цементации достигает 0,8–1,0 %. В случае медленного охлаждения после цементации структура изделия состоит из перлита и цементита вторичного на поверхности, более глубокие слои имеют структуру перлита, далее перлит с небольшим количеством феррита и, наконец, сердцевина состоит из феррита и перлита.

После цементации проводят неполную закалку и низкий отпуск. В результате такой обработки поверхностный слой приобретает структуру мартенсита отпуска с мелкими включениями карбидов и твердость HRC 60–62, а сердцевина состоит из закалочных структур перлитного класса и феррита (180–200 НВ). Так как удельный объем закаленного науглероженного слоя

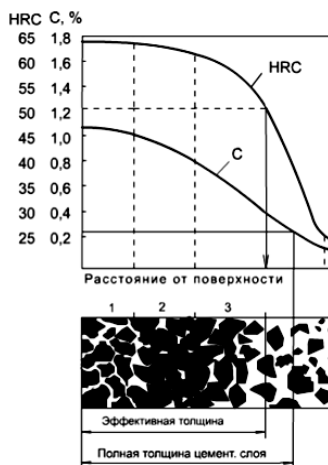


Рисунок 7.23 – Изменение концентрации углерода и твердости после закалки, схематическая структура цементованного слоя

больше, чем сердцевина, в нем возникают значительные сжимающие напряжения (400–500 МПа), что и повышает предел выносливости. Цементированный слой сохраняет свою твердость при нагреве до 200 °С.

При обработке деталей мелкими сериями проводят цементацию в пасте. Пасту изготавливают на основе сажи, кальцинированной соды (CaCO_3), соединений калия. Пасту наносят на деталь слоем толщиной 5–8 мм. Участки поверхности деталей, которые не подвергаются цементации, защищают термостойкими покрытиями. Детали укладывают в ящик, помещают в печь и термообработывают при температуре 910–950 °С. Продолжительность нагрева составляет до одного часа, что меньше в 5–6 раз в сравнении с цементацией в твердом карбюризаторе. Концентрация углерода в поверхностном слое после такой обработки достигает 1–1,2 %, твердость – 60 HRC. После цементации детали подвергают закалке и низкому отпуску.

В последнее время используют цементацию в жидкой среде. Деталь помещают в ванну, в которой находится расплав солей. Состав ванны: кальцинированная сода (90 %), карбид кремния и поваренная соль. Термообработку проводят при температуре $T = 850 \dots 870$ °С. Скорость диффузии при таких режимах обработки составляет $v = 0,5$ мм/ч.

В настоящее время разработан процесс ионной цементации. В данной технологии в качестве рабочей среды используют углеродсодержащие газы (метан, ацетилен). Процесс проводят при таких же режимах, как и при ионном азотировании (отличие заключается только в температуре нагрева детали; при проведении ионной цементации она может быть выше). При ионной цементации коэффициент диффузии углерода в три раза больше, чем при обычной цементации. Причиной данного эффекта является генерация в поверхностных слоях обрабатываемой детали дефектов.

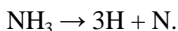
Азотирование. К азотированию прибегают с целью повышения поверхностной твердости изделий, их износостойкости, предела усталости и коррозионной стойкости в воздухе, воде, паре и других средах. Сердцевина сохраняет свойства исходного материала. Перед азотированием стали закаливают, отпускают на сорбит при 650 °С и подвергают механической обработке, включая шлифование. Окончательно шлифуют или доводят изделие после азотирования. Но можно использовать изделия и сразу после азотирования.

Азотируют преимущественно легированные стали, твердость поверхности которых достигает 1200 HV. Больше всего этому способствуют нитридообразующие элементы: алюминий, титан, ванадий, хром, молибден и др. Стали, легированные хромом, вольфрамом, молибденом, ванадием и не содержащие алюминия, после азотирования имеют твердость HV 600–950. Эти стали часто применяют для азотирования.

В азотированных слоях создаются значительные остаточные напряжения сжатия, что приводит к повышению предела усталости. Твердость азоти-

ванной стали сохраняется до 550–600 °С. При азотировании углеродистых сталей увеличения твердости не происходит, но повышаются предел усталости и коррозионная стойкость.

Классическое азотирование проводят в герметически закрытых муфельных печах в среде газообразного аммиака NH_3 при 500–650 °С. В этом интервале температур аммиак диссоциирует с выделением атомарного азота:



Адсорбируясь на поверхности металла, атомарный азот диффундирует в его кристаллическую решетку, образуя различные азотсодержащие фазы. В соответствии с диаграммой состояния системы железо – азот ниже 591 °С последовательно образуются следующие фазы: твердый раствор азота в γ -железе (азотистый феррит, содержащий при обычной температуре около 0,01 % N); нитрид Fe_4N с узкой областью гомогенности (5,7–6,1 % N); твердый раствор на основе нитрида Fe_3N (8–11,2 % N). Выше 591 °С образуется, кроме того, твердый раствор азота в железе – азотистый аустенит, который при 591 °С и 2,35 % N в результате медленного охлаждения претерпевает эвтектоидный распад на смесь азотистого феррита и Fe_4N . При быстром охлаждении эвтектоид претерпевает мартенситное превращение. При температурах ниже 450 °С возможно образование фазы Fe_2N с узкой областью гомогенности (~11,35 % N).

Участки изделия, не подлежащие азотированию, защищают нанесением тонких слоев олова, жидкого стекла или никеля. На азотирование, происходящее при сравнительно низких температурах, требуется значительно больше времени, чем на цементацию. Так, при температуре 500–520 °С для получения азотированного слоя толщиной 0,3–0,6 мм необходимо затратить от 24 до 90 ч. Повышение температуры ускоряет процесс, но снижает твердость поверхностного слоя. Поэтому азотирование при температурах 600–700 °С проводят с целью повышения коррозионной стойкости, а не твердости. На поверхности изделия образуется тонкий слой (10–40 мкм) нитрида Fe_3N , обладающего высокой коррозионной стойкостью. Твердость такого слоя относительно низкая – 800 HV.

В ряде случаев при обработке инструментальных сталей перед азотированием и закалкой проводят термоциклическую обработку: осуществляют нагрев до 1200 °С и охлаждение в масле. Закалку проводят при $T = 970 \dots 1050$ °С и охлаждают в масле или щелочи. Отпуск совмещают с азотированием. Это увеличивает плотность дефектов, и, как следствие этого, возрастают скорость и глубина азотирования.

Достаточно эффективным является проведение ионного азотирования. В этом случае поверхность детали, на которую подается отрицательный потенциал, подвергается действию потока ионов азота. Ионы азота с большой скоростью внедряются в поверхностные слои на глубину 100–1000 межатом-

ных расстояний и диффундируют в объем материала. Анодом служат стенки камеры (рисунок 7.24).

Перед установкой деталей в вакуумную камеру их очищают в ультразвуковой ванне в среде моющего раствора. Процесс проводят при давлении в камере $P = 1 \dots 10$ Па. Процесс ионного азотирования проводят в две стадии. На первом этапе проводится очистка и нагрев поверхностных слоев изделия. Между катодом и анодом создается напряжение 1100–1500 В, при этом деталь нагревают до температуры 200 °С и в камеру запускают смесь аргона с водородом. В камере между деталью и ее стенками зажигается газовый тлеющий разряд. Очистка обрабатываемой поверхности ионами осуществляется в течение 5–60 минут.

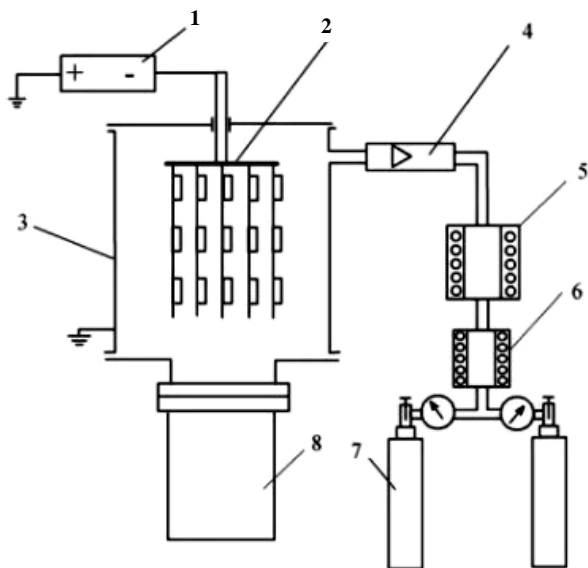


Рисунок 7.24 – Схема установки для ионноплазменного азотирования:
1 – источник питания; 2 – подвеска с деталями; 3 – вакуумная камера; 4 – ротаметр;
5, 6 – фильтры; 7 – баллоны с газами; 8 – форвакуумный насос

На втором этапе проводится процесс непосредственного азотирования. Для этого повышается температура детали до $T = 470 \dots 580$ °С и снижается напряжение до $U = 400 \dots 1000$ В. Процесс ионного азотирования проводят в течение 24 часов.

Ионное азотирование характеризуется следующими основными преимуществами:

- возможностью создания азотсодержащих структур при относительно низких температурах;
- сокращением продолжительности процесса обработки;
- увеличение глубины азотирования (до 0,4–1 мм).

На поверхности детали после такой обработки образуется плотный слой нитридов железа и легирующих элементов. Ионному азотированию обычно подвергаются штампы, некоторые инструменты, которые испытывают динамическое воздействие в процессе эксплуатации.

Широкое применение получило азотирование изделий из титановых сплавов. Процесс проводят чаще всего в среде технического азота, очищенного от кислорода и влаги, при температуре 850–950 °С в течение 10–50 ч. Более высокие температуры неприемлемы из-за сильного роста зерна в сердцевине. На поверхности изделий образуется износостойкий, уменьшающий схватывание трущихся поверхностей, слой нитрида TiN толщиной 0,1–0,15 мм.

Азотированию подвергают детали авиадвигателей, дизелей, турбин, некоторые инструменты.

Нитроцементация. Нитроцементацию (насыщение поверхности одновременно азотом и углеродом) проводят в среде, образующейся в результате разложения цианазота (C_5H_5O)₃N, жидкого или газообразного карбюризатора и аммиака при одновременной подаче их в шахтную печь. В качестве жидкого карбюризатора используют керосин, промышленные масла, а в качестве газообразного карбюризатора – природный газ, метан, пропан. Особенностью процесса является то, что в присутствии углерода диффузия атомов азота существенно возрастает.

Различают низкотемпературную и высокотемпературную нитроцементацию. Низкотемпературная нитроцементация проводится при $T = 70 \dots 600$ °С. В этом случае за 1–4 часа термообработки образуется диффузионный слой толщиной порядка 0,1 мм с содержанием углерода до 1 % и азота до 0,3 %. Поверхность принимает синеватый цвет, что свидетельствует о высокой концентрации в поверхностном слое нитридов железа и легирующих элементов. Высокотемпературную нитроцементацию осуществляют при температуре $T = 860 \dots 950$ °С в течение $t = 1 \dots 4$ ч. Скорость диффузии при этом составляет 0,2–0,5 мм/ч.

После нитроцементации изделия подвергают закалке либо непосредственно из печи с подстуживанием до 800–825 °С, либо после повторного нагрева, и затем проводят низкотемпературный (180–200 °С) отпуск. Твердость поверхности после термической обработки HRC 60–62.

Нитроцементации, как и газовой цементации, подвергают детали сложной конфигурации, однако этот процесс имеет ряд преимуществ – более низкая температура нагрева, что уменьшает вероятность возникновения деформаций

и коробления изделий, повышенные характеристики износостойкости и коррозионной стойкости.

Борирование. При насыщении поверхности бором, упрочняющий эффект достигается тем, что в поверхностных слоях стали образуются бориды железа (Fe_2B , FeB) и легирующих элементов, которые имеют высокую твердость. Толщина слоя 0,1–0,2 мм. Борированный слой обладает высокой твердостью ($\text{HV } 1800\text{--}2000$), износостойкостью (главным образом, абразивной), коррозионной стойкостью, окалинотойкостью (до $800\text{ }^\circ\text{C}$) и теплостойкостью. Борирование проводят в смеси борсодержащих порошков, паст или газов. Используются также расплавы борсодержащих солей.

Борирование чаще выполняют при электролизе расплавленной буры ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$). Изделие служит катодом. Температура насыщения $930\text{--}950\text{ }^\circ\text{C}$ при выдержке 2–6 ч. Процесс можно вести и без электролиза в ваннах с расплавленными хлористыми солями (NaCl , BCl_2), в которые добавляют 20 % ферробора или 10 % карбида бора (B_4C). Хорошие результаты получены при газовом борировании. В этом случае насыщение ведут при $850\text{--}900\text{ }^\circ\text{C}$ в среде диборана (B_2H_6) или треххлористого бора (BCl_3) в смеси с водородом.

После борирования деталь подвергается ступенчатой закалке в водных растворах солей и щелочей. Нагрев углеродистых сталей при термообработке проводят в солевых ваннах ($\text{NaCl } 50\%$, $\text{KCl } 50\%$). Иногда используют для нагрева вакуумные печи или печи с защитной атмосферой.

Борирование применяют для повышения износостойкости втулок грязевых нефтяных насосов, дисков пяты турбобура, вытяжных, гибочных и формовочных штампов, деталей пресс-форм и машин для литья под давлением. Стойкость указанных деталей после борирования возрастает в 2–10 раз.

Следует учитывать, что после борирования возможно изменение размеров детали, поэтому всегда после термообработки производят окончательную механическую обработку под размер.

Комплексное насыщение бором и другими элементами

Оптимальное сочетание высоких механических свойств достигается при диффузионном легировании поверхностного слоя бором и такими элементами, как сера, хром, медь. Обработке, приводящей к насыщению поверхностного слоя бором и серой (боросульфидированию), подвергаются фрезы, штампы, различная по назначению технологическая оснастка. В сравнении с чистым борированием, слои после боросульфидирования имеют пониженную хрупкость, что объясняется легированием серой образующихся боридов железа. Процесс осуществляют в герметичных контейнерах при $T = 550\text{...}700\text{ }^\circ\text{C}$ в течение $t = 1\text{...}4$ часов. При этом используется технологическая смесь, состоящая из борного ангидрида, борхлористого калия, серы, алюминия (до 30 %), фтористого аммония. После этой обработки образуется модифицирующий слой, имеющий толщину примерно 10 мкм.

Поверхностному насыщению изделий одновременно бором и хромом (борохромированию) подвергаются детали, которые эксплуатируются в условиях действия знакопеременных механических нагрузок и абразивного изнашивания. После борохромирования деталь имеет большую износостойкость (более чем в 2 раза в сравнении с твердостью борированных деталей), пониженную хрупкость поверхностного слоя. Для проведения такой обработки используют технологические смеси, состоящие из порошков хрома (15–20 %), карбида бора, титана (3–8 %), фтористого калия (4–5 %). Процесс проводят в вакуумных печах либо в герметичных контейнерах. Предварительно смеси в течение двух часов нагревают, просушивают в шкафах при $T = 300 \dots 400$ °С, затем тщательно перемешивают и засыпают в контейнер. Толщина слоя технологической смеси составляет 20–30 см. Борохромирование проводят при температуре 600–750 °С в течение 1–6 часов.

В последнее время часто используют электролизное борохромирование. В этом случае обрабатываемая деталь является катодом, а анодом – стенки ванны.

Процесс осуществляют при следующих условиях и режимах:

- состав электролитической ванны;
- расплав борного ангидрида, фтористого натрия и оксида хрома;
- температура ванны – 850–900 °С;
- плотность тока электролиза – 0,15–0,2 А/см².

Диффузионное насыщение поверхностного слоя бором и медью проводят при температуре $T = 910 \dots 920$ °С, продолжительность процесса – до 6 часов. В состав технологической смеси, используемой для такой обработки, входят В₄С (96–98 %), порошок меди (2–4 %). Смесь предварительно сушат в течение 1–2 часов при $T = 400 \dots 450$ °С, затем засыпают в контейнер с деталями. После боромеднения детали охлаждают с печью до 400–450 °С, затем – с контейнером на воздухе. Для повышения твердости проводят нагрев в безокислительной среде (например, в среде древесного угля) при $T = 840 \dots 860$ °С в течение 3 часов. Процесс завершают закалкой в масле с последующим отпуском при $T = 430$ °С.

Лазерная химико-термическая обработка

Лазерная химико-термическая обработка (ХТО) сталей получила достаточно широкое распространение. Лазерный нагрев с оплавлением поверхности позволяет вводить дорогие и дефицитные легирующие элементы в небольших количествах только в тонкие поверхностные слои наиболее ответственных частей изделий.

Лазерная ХТО отличается от традиционной ХТО тем, что нагрев поверхностного слоя производится концентрированным потоком монохроматического электромагнитного излучения, генерируемым лазером. Данной обработке, как правило, подвергаются твердосплавные частицы, инструментальные стали, например ВК8–ВК15. После обработки долговечность режущего инструмента повышается более чем в 5 раз.

Лазерная ХТО в сравнении с обычной обработкой имеет следующие основные преимущества:

1) позволяет производить обработку поверхностей сложной формы, в том числе и тонкостенных, при этом практически полностью исключается их коробление;

2) реализует локальное воздействие на поверхность. В результате на поверхности образуются зоны с высокой и относительно низкой твердостью; имеет место «пятнистая» обработка. Как следствие этого, происходит существенное повышение износостойкости поверхностных слоёв вследствие релаксации закалочных напряжений на необработанных участках. Обработке могут быть подвергнуты практически любые участки поверхности, в т. ч. в труднодоступных полостях, углублениях. При этом возможна обработка деталей без демонтажа, в уже собранных узлах, механизмах;

3) технология лазерной ХТО характеризуется простотой и легко автоматизируется.

Перед лазерной обработкой на поверхность детали предварительно наносят слой технологического материала, содержащего атомы легирующего элемента. При этом нанесенный слой снижает коэффициент отражения электромагнитного излучения от обрабатываемой поверхности, т. е. повышает интенсивность теплового действия лазерного луча. В качестве таких слоев используют обмазку, электролитические покрытия, порошки, пленки жидкости.

Основной недостаток лазерной ХТО заключается в образовании высокой шероховатости. Наибольшее распространение получили методы с использованием разного рода обмазок. Обмазки готовят на основе органических соединений, например нитроцеллюлозы, пары которых прозрачны для лазерного излучения. Обмазку, содержащую порошки легирующих элементов, наносят валиком или распылителем.

При лазерной ХТО используют, как правило, импульсное лазерное излучение плотностью $2 \cdot 10^8 \dots 5 \cdot 10^9$ Вт/см². При воздействии лазерного излучения скорость нагрева в зоне действия луча достигает 10⁵ град/с. Скорость охлаждения за счет теплоотвода в объеме детали также очень велика $\sim 5 \cdot 10^8$ град/с. В результате образуются перенасыщенные твердые растворы, метастабильные фазы и даже аморфные структуры (металлические стекла). Они обладают высокой коррозионной стойкостью и износостойкостью.

Эффективность лазерного воздействия в большой степени зависит от длительности импульса. После лазерной ХТО в зоне непосредственного действия лазерного излучения образуются три зоны:

1) участок проплавленного металла (200–300 мкм);

2) участок толщиной 0,6–1,5 мм, где проявляются процессы термического влияния;

3) зона, которая не подвергается влиянию лазерной обработки, т. е. имеет структуру основного металла.

В первой зоне содержатся атомы легирующего элемента, и протекают процессы быстрого охлаждения и, как следствие этого, образуются закалочные структуры. Во второй зоне материал подвергается значительному нагреву; возможно образование рекристаллизационных структур. Размеры зон зависят от мощности поверхностного слоя. На поверхности появляются кольцевые выступы с высотой 40 мкм. Эти выступы имеют высокую твердость и поддаются механической обработке только при использовании алмазных паст.

Алитирование – насыщение поверхности металлических изделий алюминием. Алитированный слой хорошо защищает от окисления изделия, эксплуатируемые при повышенных температурах (до 1100 °С). Это объясняется образованием плотной пленки оксида алюминия, предохраняющей металл от окисления. Алитирование увеличивает коррозионную стойкость изделий в азотсодержащих средах, защищает от науглероживания при нагреве в восстановительных углеродсодержащих средах. Структура алитированного слоя представляет собой твердый раствор алюминия в α -железе. Концентрация алюминия в поверхностной части слоя составляет ~30 %. Толщина слоя 0,2–1,0 мм. Твердость алитированного слоя (на поверхности) до HV 500, износостойкость низкая. Алитированию подвергают топливники газогенераторных машин, чехлы термпар, детали разливочных ковшей, клапаны и другие детали, работающие при высоких температурах. Чаще всего алитированию подвергают изделия из низкоуглеродистой стали, реже – из среднеуглеродистой стали, чугуна, жаропрочной стали, жаропрочных сплавов на никелевой или кобальтовой основе.

Распространены следующие способы алитирования:

- в порошкообразных смесях, содержащих алюминий или ферроалюминий, которые наносятся на очищенные поверхности изделий из сталей и жаропрочных сплавов на кобальтовой и никелевой основе. Алитирование осуществляют в жаропрочных муфелях при 700–1100 °С. Продолжительность обработки составляет от 2 до 16 ч. При этом получают толщину алитированного слоя до 1,5 мм. Способ сравнительно прост, обеспечивает получение однородного по структуре и равномерного по толщине слоя. Недостаток – сложность нанесения покрытия на отдельных местах изделия;

- шликерное алитирование, заключающееся в нанесении на очищенную поверхность изделия алюминиевой краски (шликера), последующей просушке изделия при 100–200 °С и высокотемпературном отжиге при температуре 800–1100 °С на воздухе, в аргоне или вакууме. Способ несложен, дает возможность наносить покрытие на отдельных местах изделия и изделиях сложной конфигурации (например, на лопатках турбин). Главный недостаток – трудность получения слоя равномерной толщины и, следовательно, недостаточная воспроизводимость свойств при одних и тех же условиях процесса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 **Лахтин, Ю. М.** Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М. : Машиностроение, 1980. – 492 с.
- 2 **Кащенко, Г. А.** Основы металловедения / Г. А. Кащенко. – М. : МАШГИЗ, 1959. – 390 с.
- 3 Материаловедение и конструкционные материалы / Л. С. Пинчук [и др.]. – Минск : Выш. шк., 1989. – 461 с.
- 4 Материаловедение и технология конструкционных материалов для железнодорожной техники / под ред. Н. Н. Воронина. – М. : Маршрут, 2004. – 454 с.
- 5 **Гуляев, А. П.** Металловедение : учеб. для втузов / А. П. Гуляев. – М. : Металлургия, 1986. – 544 с.
- 6 Материаловедение : учеб. для студентов высш. техн. учеб. заведений / Б. Н. Арзамасов [и др.]. – М. : Машиностроение, 1986. – 384 с.
- 7 Материаловедение : учеб. для вузов / Б. Н. Арзамасов [и др.]. – М. : МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2002. – 648 с.
- 8 **Перминов, В. П.** Материаловедение и технология материалов : учеб. пособие для вузов / В. П. Перминов, В. А. Неронов. – Новосибирск : СГГА, 2008. – 173 с.
- 9 Материаловедение в машиностроении и промышленных технологиях : учеб.-справ. руководство / В. А. Струк [и др.]. – Долгопрудный : Изд. Дом «Интеллект», 2010. – 536 с.
- 10 Материаловедение и технология конструкционных материалов : учеб. для студ. высш. учеб. заведений / В. Б. Арзамасов [и др.] ; под общ. ред. В. Б. Арзамасова и А. А. Черепихина. – М. : Академия, 2007. – 446 с.
- 11 **Попов, А. Н.** Основы материаловедения / А. Н. Попов, В. П. Казаченко. – Минск : Изд-во Гревцова, 2010. – 176 с.
- 12 **Геллер, Ю. А.** Материаловедение / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. – М. : Металлургия, 1975. – 448 с.
- 13 **Лахтин, Ю. М.** Металловедение и термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин. – 6-е изд. – М. : Металлургия, 1993. – 447 с.
- 14 **Лахтин, Ю. М.** Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – 3-е изд. – М. : Машиностроение, 1990. – 528 с.
- 15 Основы материаловедения / под ред. И. И. Сидорина. – М. : Машиностроение, 1976. – 436 с.

Учебное издание

*ПОПОВ Александр Николаевич,
ГЕТИКОВА Марина Александровна*

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ
И КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

Часть 1

Основы металловедения

Учебно-методическое пособие

**Редактор А. А. Павлюченкова
Технический редактор В. Н. Кучерова
Корректор Т. А. Пугач**

Подписано в печать 30.05.2023 г. Формат бумаги 60×84¹/₁₆.
Бумага офсетная. Гарнитура Таймс. Печать на ризографе.
Усл. печ. л. 7,44. Уч.-изд. л. 8,01. Тираж 150 экз.
Зак. № 1119. Изд. № 15.

Издатель и полиграфическое исполнение:
Белорусский государственный университет транспорта.
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий
№ 1/361 от 13.06.2014.
№ 2/104 от 01.04.2014.
№ 3/1583 от 14.11.2017.
Ул. Кирова, 34, 246653, Гомель