

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение
высшего образования
«КАЗАНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

А.Е. СУХАРНИКОВ

КОНСТРУКЦИОННОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебное пособие по дисциплине
«Материаловедение»

Казань 2018

УДК 620.22
ББК 30.3
С91

Рецензенты:

д. т. н., профессор Казанского научно-исследовательского технологического университета *В.И. Петров*;
к. т. н., доцент Казанского государственного энергетического университета *А.М. Павлова*

Сухарников А.Е.

С91 Конструкционное материаловедение: учебное пособие /
А.Е. Сухарников. – Казань: Казан. гос. энерг. ун-т, 2018. – 199 с.

В работе рассмотрены типы твердых тел; кристаллическое строение веществ; виды деформации и разрушения металлов; методы определения механических свойств материалов при статическом, динамическом и циклическом видах нагружения; явления деформационного упрочнения металлов и рекристаллизации; типовые диаграммы состояния и диаграмма состояния железо-углеродистых сплавов; теоретические основы и виды термической и химико-термической обработки стали; состав, свойства и классификация углеродистых, легированных сталей и чугунов; основы жаростойкости, жаропрочности, коррозионной и радиационной стойкости металлов и сплавов; конструкционные материалы на основе алюминия и меди; композиционные материалы.

Приведены краткие сведения о технологии производства и свойствах эвтектических, нанокристаллических, аморфных и монокристаллических материалов. Рассмотрены основы сварки металлических материалов.

Учебное пособие предназначено для студентов направлений подготовки 13.03.01 «Теплоэнергетика и теплотехника», 13.03.02 «Электроэнергетика и электротехника» и 13.03.03 «Энергетическое машиностроение», изучающих дисциплину «Материаловедение».

УДК 620.22
ББК 30.3

ВВЕДЕНИЕ

Материал, изложенный в учебном пособии, посвящен, главным образом, конструкционным металлическим материалам.

Научные основы металловедения были заложены выдающимися российскими учеными А.А. Аносовым (1799–1851 гг.), впервые в мире применившим микроскоп для изучения микроструктуры стали и Д.К. Черновым (1839–1921 гг.). Д.К. Чернов установил критические температуры фазовых превращений в сталях и получил данные для построения важнейшей в металловедении диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов. Д.К. Чернов является основоположником теории термической обработки стали. Большое значение для развития металловедения имеют труды Н.С. Курнакова, А.М. Бочвара, А.А. Бочвара, А.А. Байкова, Г.В. Курдюмова, С.С. Штейнберга и многих других российских ученых. Значительный вклад в развитие металловедения внесли зарубежные ученые: Остен, Мартенс, Юм-Розери, Котрелл и др.

Задачей современного конструкционного материаловедения является создание новых металлических и неметаллических конструкционных материалов, в том числе композиционных, нанокристаллических, аморфных и монокристаллических.

Целью учебного пособия является формирование знаний в области физико-химических основ материаловедения, современных методов получения и обработки материалов, способов их диагностики и улучшения свойств.

В результате изучения материала пособия формируются следующие профессиональные компетенции:

- способность к организации входного контроля материалов и комплектующих изделий;
- готовность участвовать в работах по оценке технического состояния и остаточного ресурса оборудования, в организации профилактических осмотров и текущего ремонта оборудования;
- способность принимать участие в проектировании объектов профессиональной деятельности в соответствии с техническим заданием и нормативно-технической документацией, соблюдая различные технические, энергоэффективные и экологические требования;
- способность применять технические средства эксплуатационных испытаний и диагностики электроэнергетического, электротехнического и теплотехнического оборудования.

1. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ ВЕЩЕСТВ

Материал – вещество, предназначенное для производства продукции в виде сырья, изделий или конструкций.

Материаловедение – наука, изучающая взаимосвязь между строением и свойствами различных материалов (металлов, сплавов, керамических материалов, полимеров, композиционных материалов и других), а также закономерности их изменения под действием различных внешних факторов: физических (температура, давление, электромагнитное поле, ионизирующие излучения и др.), химических и биологических.

Строение материала определяется его элементным и фазовым составом, типом связи между структурными единицами (ионами или молекулами), типом кристаллической решетки и другими факторами.

Твердые вещества могут находиться в кристаллическом или аморфном состояниях.

Кристаллические вещества характеризуются упорядоченным расположением структурных единиц в пространстве (дальний порядок).

В аморфных веществах ионы или молекулы расположены неупорядоченно, хаотично (ближний порядок).

1.1. Типы, параметры и свойства кристаллических решеток

Для описания кристаллического строения вещества используют понятие кристаллической решетки [1–8, 13–15].

Кристаллическая решетка – воображаемая пространственная сетка, в узлах которой располагаются ионы или молекулы вещества.

Элементарная кристаллическая ячейка – наименьший фрагмент кристаллической решетки, дающий представление о строении вещества во всем объеме. Элементарная кристаллическая ячейка характеризуется периодами ячейки (a , b и c) и характерными углами (α , β и γ) (рис. 1.1).

Рассмотрим некоторые типы элементарных кристаллических ячеек.

1. Кубическая объемно-центрированная решетка (ОЦК) (рис. 1.2). В такой решетке выполняются следующие условия:

$$a = b = c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ.$$

В ОЦК-решетке кристаллизуются следующие металлы: Fe_α, W, V, Cr, Li, Na, K и др.

2. Кубическая гранецентрированная решетка (ГЦК) (рис. 1.2).
В решетке выполняются следующие условия:

$$a = b = c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ.$$

В ГЦК-решетке кристаллизуются Fe_γ , Ni , Co_α , Cu , Pb , Pt , Au , Ag и др.

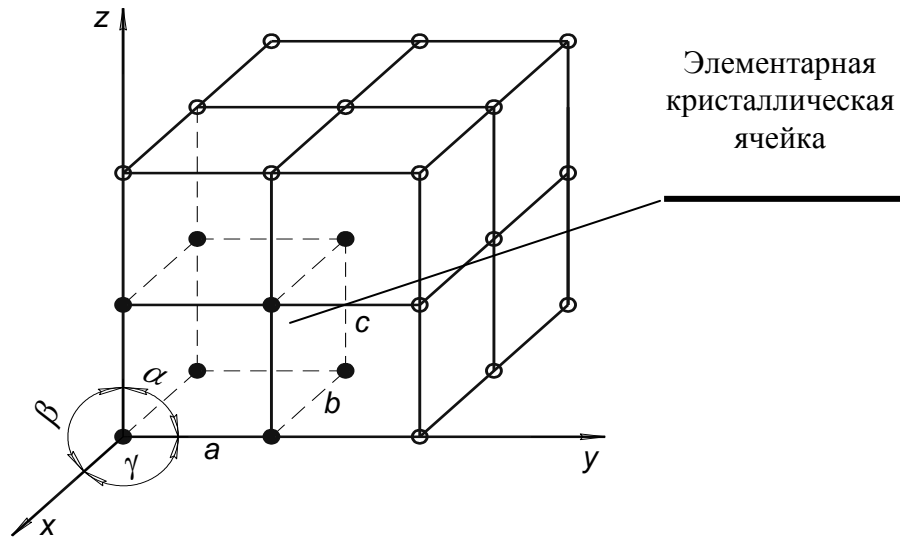


Рис. 1.1. Параметры элементарной кристаллической ячейки

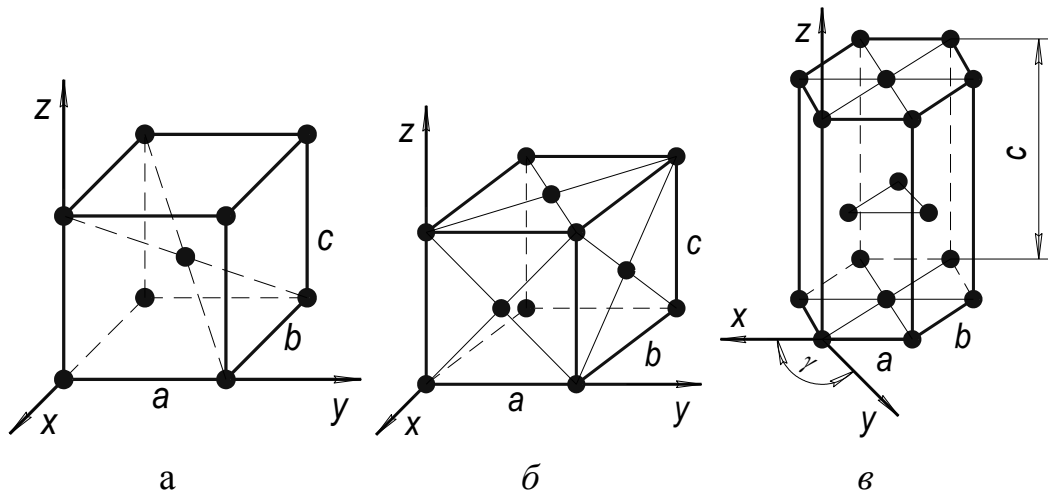


Рис. 1.2. Типы кристаллических решеток: *a* – ОЦК; *б* – ГЦК; *в* – ГПУ

3. Гексагональная плотноупакованная решетка (ГПУ) (рис. 1.2).
В решетке выполняются следующие условия:

$$a = b \neq c; \alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ.$$

В ГПУ-решетке кристаллизуются Mg, Ti_{α} , Co_{β} , Cd, Zn и другие металлы.

Плотность кристаллической решетки характеризуют координационным числом и коэффициентом компактности.

Координационное число – число ионов или молекул, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного иона или молекулы кристаллической решетки. Тип решетки обозначают следующим образом: ОЦК – К8, ГЦК – К12, ГПУ – Г12.

Коэффициент компактности (K_K) – отношение объема структурных частиц (молекул, ионов), приходящихся на одну элементарную ячейку ко всему объему элементарной ячейки. Для ОЦК $K_K = 0,68$; для ГЦК $K_K = 0,74$.

Рассмотрим следующие понятия.

Плоскости скольжения – плоскости элементарной кристаллической ячейки с наибольшим количеством структурных частиц. Относительно этих плоскостей смещаются структурные частицы при пластической деформации вещества. ГПУ решетка имеет две плоскости скольжения, ОЦК – 6. Чем больше плоскостей скольжения, тем больше пластичность кристалла.

Анизотропия кристаллов – неодинаковость свойств (механических, физических, химических) монокристалла в различных направлениях. Изотропия – одинаковость свойств вещества в различных направлениях. Например, (рис. 1.3) прочность монокристалла К8 в направлении плоскости AB_1C_1D , проходящей через диагональ куба, больше прочности в направлении плоскости ABCD, проходящей через грань куба. Это связано с разной плотностью упаковки ионов в различных плоскостях, так в первой плоскости находится пять ионов, а во второй – четыре.

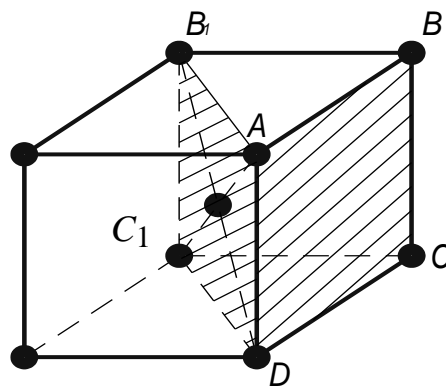


Рис. 1.3. К понятию «анизотропия» кристалла

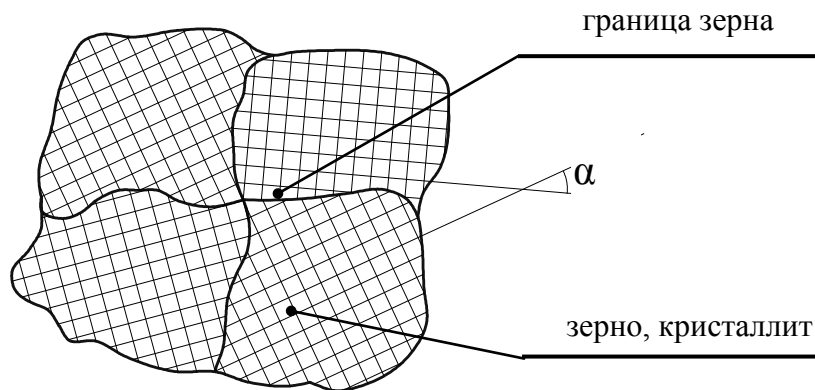


Рис. 1.4. Поликристаллическая структура

Реальные металлы квазиизотропны (как бы изотропны), то есть их свойства одинаковы во всех направлениях. Это связано с тем, что реальные кристаллы являются поликристаллическими веществами. Они состоят из большого количества так называемых зерен или кристаллитов, кристаллографические плоскости которых повернуты относительно друг друга на некоторый угол α (рис. 1.4). При этом в любом направлении располагается примерно одинаковое количество зерен с различной ориентацией кристаллографических плоскостей, что приводит к независимости свойств вещества от направления. Каждое зерно состоит из отдельных элементов – блоков, которые повернуты относительно друг друга на углы порядка нескольких минут.

1.2. Полиморфизм

Полиморфизм – существование одного вещества в различных кристаллических формах (модификациях) в зависимости от внешних условий.

Температура перехода вещества из одной кристаллической формы в другую называется температурой полиморфного превращения.

Рассмотрим температурный полиморфизм железа (рис. 1.5).

При нормальной температуре железо существует в форме магнитной ОЦК-кристаллической модификации (Fe_{α}), в процессе нагрева при $t = 768\text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка магнитного превращения или температура Кюри) Fe_{α} переходит в немагнитную ОЦК-кристаллическую форму Fe_{β} . Далее при $t = 911\text{ }^{\circ}\text{C}$ Fe_{β} превращается в ГЦК-кристаллическую модификацию Fe_{γ} , при $t = 1392\text{ }^{\circ}\text{C}$ Fe_{γ} переходит в ОЦК-кристаллическую форму Fe_{δ} , кристаллографически аналогичную Fe_{α} , при $t = 1539\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит плавление железа.

С кристаллографической точки зрения у железа существует только две полиморфные модификации – Fe_α и Fe_γ .

Почему вещества существуют в различных кристаллических формах? Для ответа на этот вопрос используем понятие свободной энергии F . Изменение свободной энергии ΔF вещества при переходе из одного состояния в другое определяется как:

$$\Delta F = \Delta U - T\Delta S,$$

где ΔU – изменение внутренней энергии вещества, T – абсолютная температура, ΔS – изменение энтропии вещества.

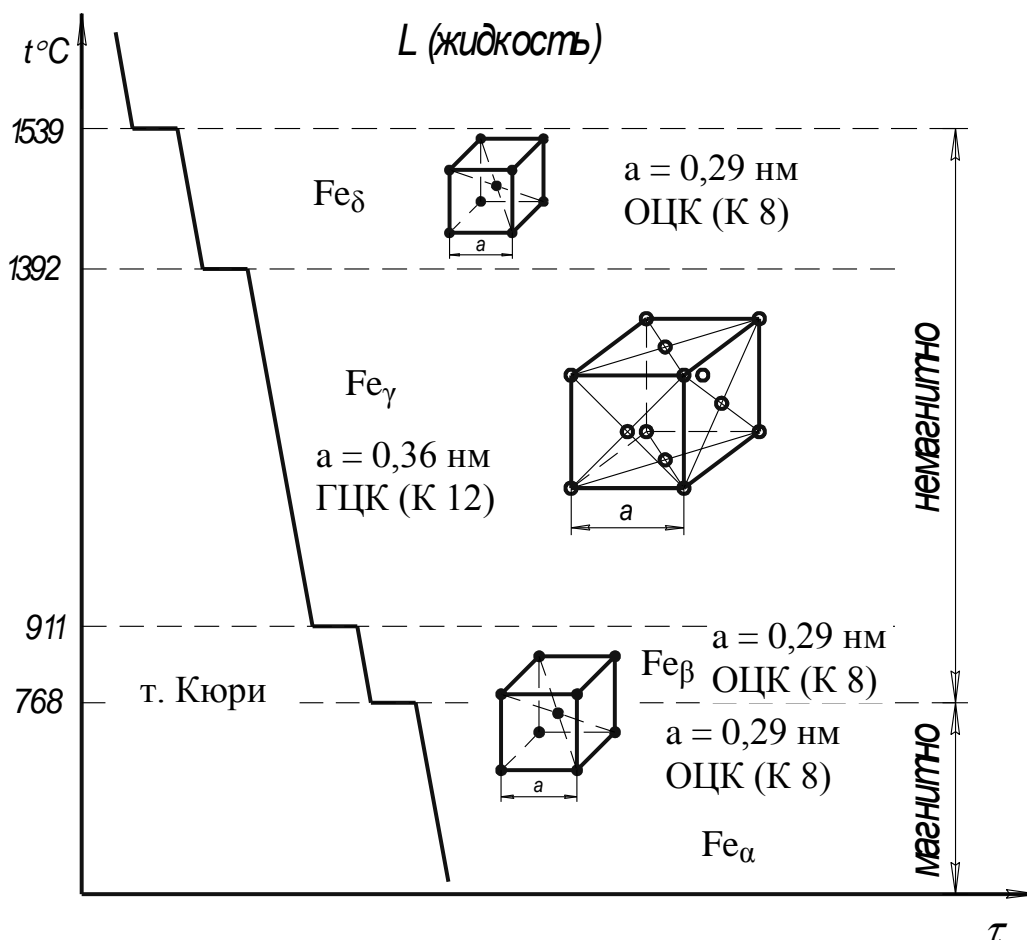


Рис. 1.5. Полиморфные модификации железа [5]

Внутренняя энергия – это суммарная энергия поступательного, вращательного, колебательного движений молекул, атомов, ионов, электронов вещества, а также энергия связи между ними.

Энтропия – мера неупорядоченности системы:

$$S = k \ln W,$$

где k – постоянная Больцмана, W – вероятность состояния – число микросостояний, посредством которых реализуется данное макросостояние вещества.

С термодинамической точки зрения вещество имеет такую кристаллическую решетку, у которой свободная энергия минимальна.

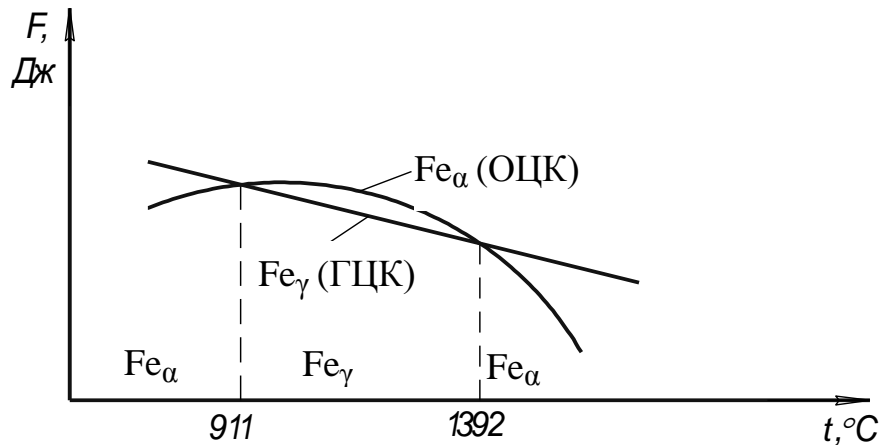


Рис. 1.6. Зависимость свободной энергии полиморфных модификаций железа от температуры [1]

Как видно из рис. 1.6, в интервале 911 – 1392 $^{\circ}\text{C}$ свободная энергия F_{γ} меньше свободной энергии F_{α} , поэтому железо в этом температурном диапазоне имеет кристаллическую решетку ГЦК, при $t < 911$ $^{\circ}\text{C}$ и $t > 1392$ $^{\circ}\text{C}$ свободная энергия F_{α} меньше свободной энергии F_{γ} и поэтому железо имеет кристаллическую решетку ОЦК.

1.3. Дефекты кристаллического строения

Различают следующие виды дефектов кристаллического строения.

1. Точечные (нуль-мерные) дефекты:

а) отсутствие иона или молекулы в узле кристаллической решетки (вакансия) (рис. 1.7);

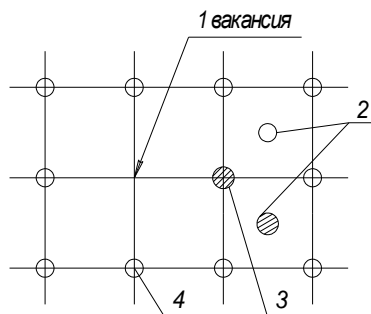


Рис. 1.7. Точечные дефекты: 1 – вакансия; 2 – внедренные ион или молекула; 3 – замещенные ион или молекула; 4 – основные ион или молекула

б) замещение иона или молекулы основного вещества в узле кристаллической решетки на ион или молекулу другого вещества (примесные ион или молекула) (рис. 1.7);

в) внедрение основной или примесной структурной частицы в междоузельное пространство (рис. 1.7).

2. Линейные (одномерные) дефекты.

К линейным дефектам относится краевая дислокация – край дополнительной кристаллографической плоскости в сечении кристаллической решетки вещества (рис. 1.8).

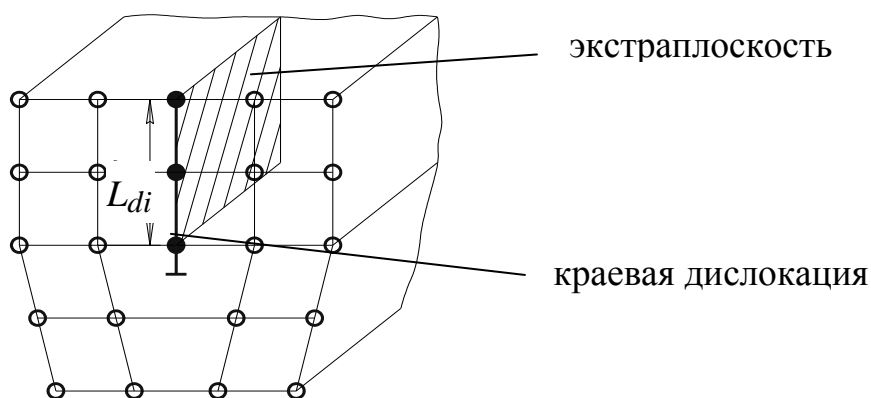


Рис. 1.8. Краевая дислокация

Мерой дефектности кристаллического вещества является плотность дислокаций – суммарная длина всех дислокаций в единице объема вещества:

$$\rho_d = \frac{\sum L_{di}}{V}, \text{ [м/м}^3\text{]},$$

где L_{di} – длина участка дислокации, V – объем материала.

Значения плотности дислокаций:

– отожженные металлы – $10^4 - 10^5 \text{ см}^{-2}$ ($100 - 1000 \text{ м/см}^3$);

– металлы после холодной пластической деформации – $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$ ($10^6 - 10^7 \text{ км/см}^3$);

– металл при разрушении – более $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

3. Поверхностные (двумерные) дефекты.

Дефекты возникают на поверхностях раздела зерен поликристаллического материала, где кристаллическая решетка одного зерна сопрягается с кристаллической решеткой другого зерна (см. рис. 1.4).

4. Объемные (трехмерные) дефекты.

Имеют сравнительно большие размеры во всех трех измерениях. Это пустоты (поры, трещины), инородные включения, включения иной кристаллической модификации.

1.4. Влияние типа связи на структуру и свойства кристаллов

Между структурными единицами кристаллического вещества (ионами, молекулами) действуют силы притяжения ($-F$) и отталкивания ($+F$), которые имеют электрический характер. Силы притяжения возникают, например, между отрицательно заряженными электронами одного атома и положительно заряженным ядром другого атома, силы отталкивания возникают между положительно заряженными частицами вещества (E) от расстояния между частицами (d) (рис. 1.9).

Энергия кристаллической решетки ($E_{кр}$) – это энергия, которая выделяется при переходе вещества из газообразного состояния в твердое кристаллическое состояние или затрачивается при обратном переходе [1].

Энергия кристаллической решетки определяет свойства материала. Чем больше абсолютная величина $E_{кр}$, тем больше модуль упругости материала и ниже его пластичность, выше температуры плавления и испарения материала, меньше коэффициент температурного расширения.

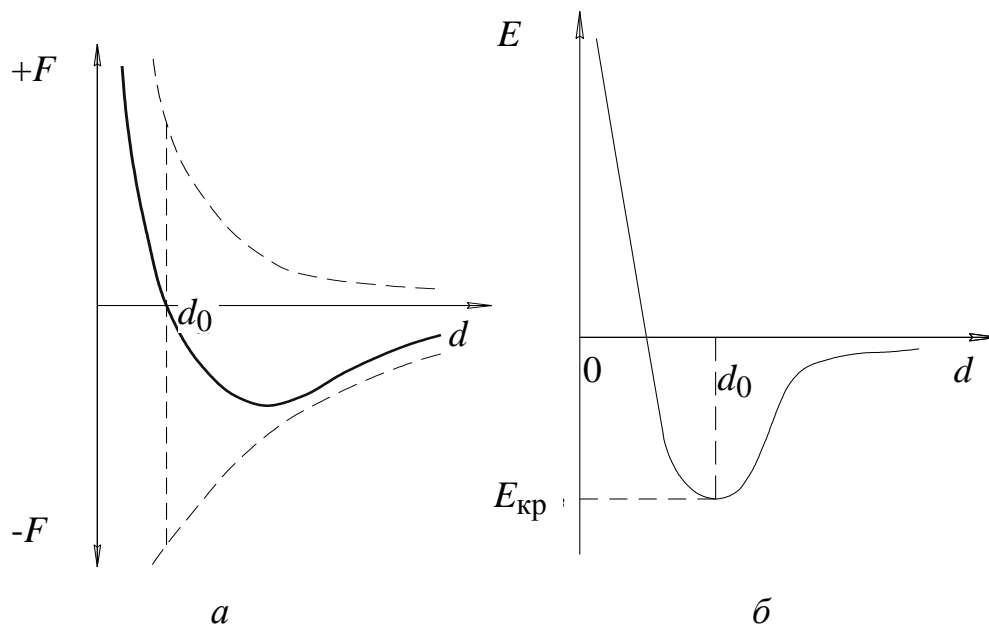


Рис. 1.9. Изменение сил взаимодействия (а) и энергии связи (б) при сближении атомов или молекул [1]

Энергия кристаллической решетки зависит от типа связи между структурными частицами вещества.

Различают следующие типы связи: ионная, ковалентная, металлическая и межмолекулярная.

Ионная связь образуется за счет преимущественного смещения электронной плотности (вероятности нахождения электрона в данной точке пространства) валентных электронов взаимодействующих атомов в сторону более электроотрицательного атома.

Абсолютная электроотрицательность атома определяется как:

$$\text{ЭО} = W_{\text{и}} + W_{\text{с}},$$

где $W_{\text{и}}$ – энергия ионизации, $W_{\text{с}}$ – сродство к электрону.

Энергия ионизации – количество энергии, которое нужно затратить, чтобы превратить нейтральный атом в положительно заряженный ион.

Сродство к электрону – количество энергии, которое выделяется при присоединении электрона к нейтральному атому, то есть при превращении его в отрицательный ион.

При формировании ионной связи образуются разноименно заряженные ионы, которые, притягиваясь друг к другу, создают устойчивую ионную кристаллическую решетку. Ионная связь реализуется, например, в кристаллах NaCl (рис. 1.10). На рис. 1.10, *a* приведены изолинии электронной плотности. Большая толщина линий соответствует большей электронной плотности.

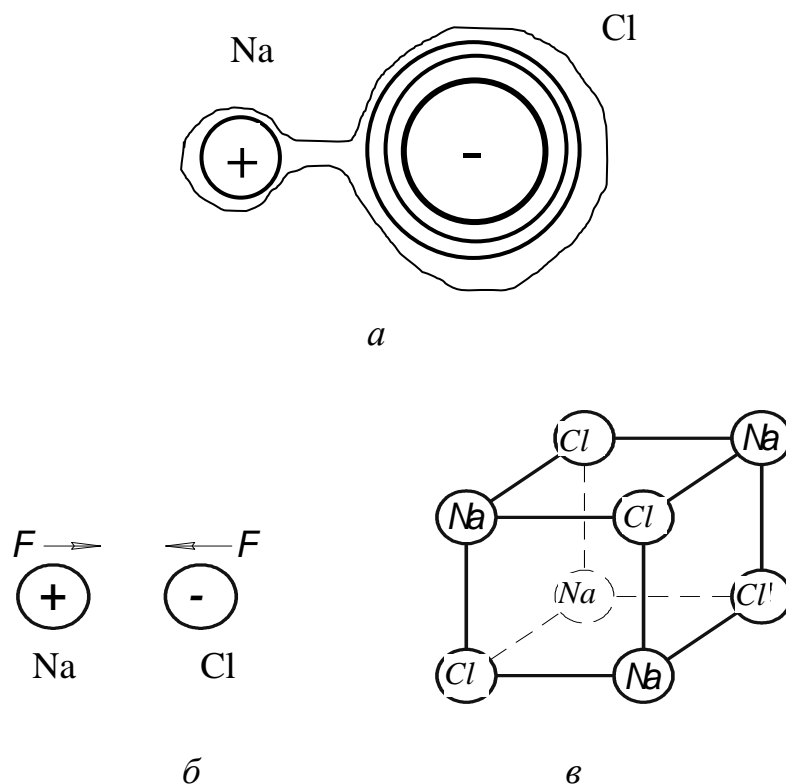


Рис. 1.10. Ионная связь в кристалле NaCl: *a* – распределение электронной плотности; *б* – взаимодействие ионов; *в* – кристаллическая решетка NaCl

Ионная связь имеет большую величину $E_{кр}$ (табл. 1.1), поэтому вещества с такой связью имеют высокий модуль упругости, малую пластичность, высокие $T_{пл}$ и $T_{исп}$, малый коэффициент температурного расширения. Вещества являются диэлектриками или полупроводниками, так как не имеют свободных зарядов (электронов и ионов), способных перемещаться в веществе под действием разности потенциалов и создавать электрический ток.

Таблица 1.1

Энергии кристаллической решетки некоторых кристаллов

Кристалл	Энергия кристаллической решетки E , кДж/моль или кДж/г-атом	Преимущественный тип связи
LiF	1044	ионная
NaCl	788	
Алмаз	750	ковалентная
SiC	1180	
Fe	396	металлическая
Al	232	
Поливинилхлорид	134 (энергия термической деструкции)	межмолекулярная Ван-дер-Вальса
H ₂ O	47	межмолекулярная водородная

Ковалентная связь образуется за счет обобществления электронов двух или более одинаковых или разнородных атомов.

Например, в алмазе каждый атом углерода достраивает свою валентную оболочку до полностью заполненного состояния за счет обобществления электронов четырех соседних атомов углерода (рис. 1.11, б).

В кристалле алмаза максимальная электронная плотность и, соответственно, максимальный отрицательный заряд создаются между катионами углерода (рис. 1.11, в).

Указанные отрицательные заряды и катионы, взаимодействуя друг к другу, создают устойчивую ковалентную кристаллическую решетку вещества.

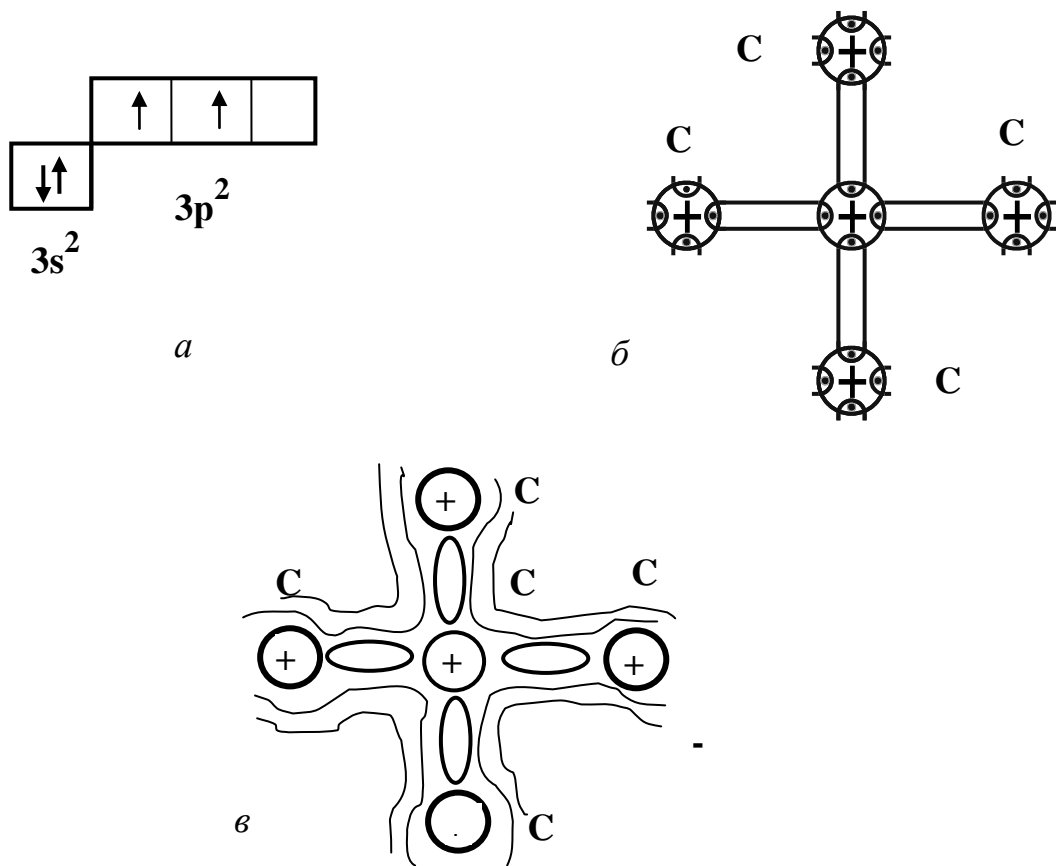


Рис. 1.11. Ковалентная связь в кристалле алмаза:
а – электронное строение атома углерода; *б* – схема ковалентной связи;
в – распределение электронной плотности в кристалле алмаза [13]

Ковалентная связь реализуется и между различными атомами, например, в карбидах (Fe_3C , SiC и др.) или нитридах (AlN и др.).

Ковалентная связь имеет большую величину $E_{\text{кр}}$ (табл. 1.1). Вещества имеют высокий модуль упругости, высокие значения $T_{\text{пл}}$ и $T_{\text{исп.}}$, малый коэффициент температурного расширения. Эти вещества полупроводники или диэлектрики.

Кроме того, ковалентная связь характеризуется направленностью, под которой подразумевают, что каждый атом вступает в обменное взаимодействие строго с определенным и ограниченным числом атомов. Поэтому ковалентные кристаллические решетки имеют малое координационное число и отличаются малой плотностью упаковки ионов, а вещества с ковалентной связью имеют низкую плотность.

Металлическая связь заключается в обобществлении валентных электронов всех атомов металла с образованием так называемого электронного газа или электронов проводимости.

Металл состоит из положительных ионов, расположенных в пространстве в определенном порядке и совершающих непрерывные тепловые колебательные движения около положения равновесия и электронного газа (рис. 1.12). Взаимодействие электронного газа, имеющего отрицательный заряд, и положительных ионов приводит к образованию устойчивой кристаллической решетки металла. Электронная плотность примерно одинакова в любой точке межионного пространства.

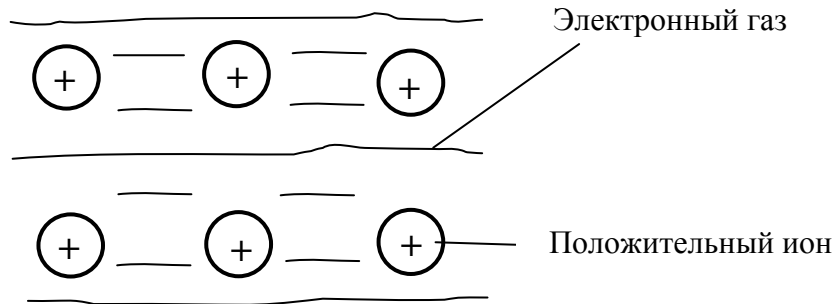


Рис. 1.12. Схема металлической связи в кристалле металла

Межмолекулярная связь обусловлена силами межмолекулярного притяжения (силами Ван-дер-Ваальса) между молекулами.

Межмолекулярные силы имеют электрическую природу и являются результатом одновременного действия трех эффектов – ориентационного, индукционного и дисперсионного [1]. Энергия межмолекулярного взаимодействия определяется как:

$$E = E_0 + E_{\text{и}} + E_{\text{д}},$$

где E_0 , $E_{\text{и}}$, $E_{\text{д}}$ – энергии ориентационного, индукционного и дисперсионного взаимодействий, соответственно.

Ориентационное притяжение (постоянный диполь – постоянный диполь) осуществляется между молекулами, имеющими постоянный дипольный момент

$$m = |q| \cdot r,$$

где $|q|$ – модуль заряда диполя, r – расстояние между центрами положительного и отрицательного зарядов диполя. Энергия взаимодействия $E_0 \sim r^{-1}$.

Индукционное притяжение (постоянный диполь – наведенный индуцированный диполь) возникает между полярной и неполярной молекулами при условии, что последняя способна поляризоваться под действием постоянного диполя. Энергия взаимодействия $E_{\text{и}} \sim r^{-6}$.

Дисперсионное притяжение (мгновенный диполь – наведенный индуцированный диполь). В неполярных молекулах в результате случайных флуктуаций электронной плотности возникают мгновенные диполи, индуцирующие диполи в соседних неполярных молекулах. Энергия такого взаимодействия $E_d \sim r^{-6}$.

Особым типом межмолекулярного взаимодействия является водородная связь – связь между катионом водорода одной молекулы и анионом другой молекулы, например, N^{-3} , O^{-2} , F^{-1} . Природа водородной связи двояка: с одной стороны – это диполь-дипольное взаимодействие, а с другой – донорно-акцепторное взаимодействие между электронами электроотрицательного атома и электроном атома водорода.

Наиболее важными классами материалов, где реализуется межмолекулярная связь, являются органические и неорганические полимерные материалы.

Межмолекулярная связь слабая, вещества с такой связью имеют малую энергию кристаллической решетки (табл. 1.5), низкие температуры плавления и кипения, малый модуль упругости. Молекулярные кристаллы – диэлектрики.

В материалах, как правило, реализуются одновременно несколько типов связей, а их количественная оценка имеет вероятностный характер. Например, в кристалле железа вероятность нахождения валентных электронов в виде электронного газа (вероятность металлической связи) составляет 55 %, а вероятность обобществления валентных электронов несколькими атомами (вероятность ковалентной связи) – 45 % [16].

Контрольные вопросы

1. Что такое материал?
2. Что изучает материаловедение?
3. Что такое кристаллическая решетка?
4. Какие типы элементарных кристаллических ячеек Вы знаете?
5. Что такое изотропия, анизотропия, квазиизотропия?
6. В чем заключается полиморфизм железа?
7. В чем причина перехода вещества из одной полиморфной модификации в другую?
8. Какие виды дефектов кристаллического строения Вы знаете?
9. Что такое энергия кристаллической решетки? Как она влияет на свойства материалов?
10. Какие типы связи между структурными частицами вещества Вы знаете?

2. СВОЙСТВА И КЛАССИФИКАЦИЯ МЕТАЛЛОВ. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ

2.1. Характерные свойства металлов

Металлам в твердом и, отчасти, в жидком состоянии присущи следующие характерные свойства, которые обусловлены металлическим типом химической связи и определенными значениями энергии кристаллической решетки [1–15].

1. Высокая тепло- и электропроводность. Эти свойства обусловлены наличием электронного газа.

Электроны, свободно перемещаясь по объему металла, очень быстро передают энергию тепловых колебаний другим электронам и ионам металла и обеспечивают быструю передачу тепла от одной части вещества к другой его части.

Электроны проводимости под действием приложенного напряжения могут легко ускоряться, создавая тем самым направленное движение зарядов, т.е. электрический ток.

2. Положительный температурный коэффициент удельного электрического сопротивления ($TK_\rho > 0$). Это означает, что при увеличении температуры электрическое сопротивление металлов возрастает. Положительный температурный коэффициент удельного электрического сопротивления обусловлен тем, что при увеличении температуры возрастают частота и амплитуда колебаний дефектов и узлов кристаллической решетки, а последнее вызывает увеличение рассеивания энергии электронов проводимости.

TK_ρ определяют по выражению:

$$TK_\rho = \alpha_\rho = \frac{1}{\rho} \frac{d\rho}{dT}, K^{-1},$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление, $\rho = R_v S/l$, R_v – электрическое сопротивление, S – площадь проводника, l – длина проводника.

Предыдущее выражение может быть записано в виде:

$$\alpha_\rho = \frac{1}{\rho_1} \frac{(\rho_2 - \rho_1)}{(T_2 - T_1)},$$

откуда

$$\rho_2 = \rho_1[1 + \alpha_\rho(T_2 - T_1)] = \rho_1(1 + \alpha_\rho\Delta T),$$

где ρ_1 и ρ_2 – удельные сопротивления при температурах T_1 и T_2 , соответственно.

3. В металлах наблюдается явление термоэлектронной эмиссии, то есть металлы при нагреве способны испускать электроны.

4. Высокая отражательная способность – металлы не прозрачны, обладают характерным металлическим блеском.

5. Повышенная способность к пластической (необратимой) деформации, обусловленная ненаправленностью металлической связи.

Свойства металлов определяются, главным образом, энергией кристаллической решетки (табл. 2.1).

Чем больше абсолютная величина $E_{кр}$, тем выше модуль упругости металла и ниже его пластичность, выше температуры плавления и испарения материала, меньше коэффициент температурного расширения и больше плотность.

2.2. Классификация металлов

80 % химических элементов периодической системы Д.И. Менделеева являются металлами. Металлы и сплавы условно делят на две группы:

- черные (углеродистые и легированные стали, чугуны);
- цветные – все металлы периодической системы и сплавы на их основе, исключая железо.

Таблица 2.1

Энергия кристаллической решетки и свойства металлов

Металл	Энергия кристаллической решетки E , кДж/г-атом	$t_{пл}, ^\circ\text{C}$	$TK_L \cdot 10^6, ^\circ\text{C}^{-1}$	$E_{упр}, \text{Гпа}$	$\rho, \text{г/см}^3$
Mg	151	650	26	45	1,7
Al	232	660	24	71	2,7
Fe	396	1539	12	214	7,8
Mo	670	2625	5,1	334	10,2
W	880	3410	4,4	420	19,3

90 % всех конструкционных и инструментальных материалов – стали и чугуны.

Цветные металлы классифицируют по различным признакам.

– По плотности (табл. 2.2) металлы разделяют на:

– легкие, с плотностью менее 3000 кг/м^3 ;

– тяжелые, с плотностью более плотности железа (7800 кг/м^3);

Таблица 2.2

Плотность некоторых цветных металлов и железа [5]

Легкие металлы		Тяжелые металлы	
Металл	Плотность, кг/м^3	Металл	Плотность, кг/м^3
Li	530	W	19300
Na	970	Au	19300
Mg	1700	Pt	21450
Be	1800	Os	22480
Al	2700	Fe	7800

– по температуре плавления (табл. 2.3) металлы разделяют на легкоплавкие и тугоплавкие, имеющие температуру плавления более $t_{\text{пл}} \text{ Fe}$ ($1539 \text{ }^\circ\text{C}$).

Таблица 2.3

Температуры плавления некоторых цветных металлов [5]

Легкоплавкие		Тугоплавкие	
Металл	$t_{\text{пл}}, \text{ }^\circ\text{C}$	Металл	$t_{\text{пл}}, \text{ }^\circ\text{C}$
Hg	-39	Mo	2625
Na	98	Os	2700
Li	186	Ta	3030
Pb	327	W	3410

Металлы, обладающие высокой химической инертностью, называют благородными, к ним относятся Au, Ag, Pt, Pd, Rh и другие.

В качестве топлива в атомных реакторах применяют урановые металлы или актиноиды – U, Pu, Th и другие.

В качестве теплоносителей в атомных реакторах применяют щелочные металлы – Na, Li, K.

В качестве присадок к различным сплавам применяют редкоземельные металлы или лантоноиды – Ce, Pr, Nd и другие.

По строению электронных оболочек металлы разделяют на нормальные и переходные. У нормальных металлов (Na, Mg, Al, Cu и др.), внутренние электронные оболочки полностью заполнены, у переходных металлов (Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Pt и др.) внутренние *d* или *f*-оболочки не достроены.

2.3. Хронология применения металлов

Выделяют следующие периоды в использовании металлов и сплавов:

– применение самородных металлов (золото, серебро, медь); такие металлы человек начал использовать в качестве украшений и для изготовления примитивных орудий труда примерно миллион лет до нашей эры;

– применение металлов, широко распространенных в природе и легко восстанавливаемых из руд; освоены примитивные металлургические технологии, производится выплавка железа (III тыс. лет до н.э.), олова (IV тыс. лет до н.э.), сурьмы (V тыс. лет до н.э.);

– средние века; открыты мышьяк, ртуть, висмут и другие металлы;

– конец 18 в. – середина 19 в.; открыто большинство металлов, однако широкое промышленное применение их началось значительно позднее (через 100–150 лет) (табл. 2.4).

– современный период (с начала XX в.); современное промышленное производство и широкое применение различных металлов и сплавов.

Таблица 2.4

Годы открытия и начала промышленного применения
некоторых металлов [5]

Металл	Год открытия	Год начала применения
Al	1827 г.	1895 г.
Ti	1789 г.	1945 г.
V	1880 г.	1950 г.
Cr	1797 г.	1920 г.
W	1783 г.	1910 г.

2.4. Объемы мирового производства металлов и сплавов

Данные по объемам мирового производства металлов и сплавов приведены в табл. 2.5 [5].

Таблица 2.5

Металлы и сплавы на их основе	Годовой объем производства, тыс.т
1	2
Fe	720 000
Al	17 000
Cu	9400
Zn	6200
Sn	5400
Ni	760
Mg	370
W	60
Ti	30
V	10
Au	1,2

2.5. Относительная стоимость некоторых металлов

Данные по относительной стоимости металлов и сплавов приведены в табл. 2.6.

Таблица 2.6

Относительная стоимость некоторых металлов и сплавов

Металлы и сплавы на их основе	Относительная стоимость
Fe	1
Zn	3
Al	6
Cu	7,5
Mg	8
Ni	17
Sn	22
Cr	25
Co	35
Ti	90
W	120
Mo	170
Ag	500
V	750
Au	11000
Pt	27000

2.6. Деформация и разрушение металлов

Деформацией называется изменение формы и размеров тела под действием напряжений [1–6].

Различают:

– внешние напряжения, возникающие под действием внешних сил различного характера (растяжение, сжатие, изгиб, кручение и др.);

– внутренние напряжения, возникающие под действием внутренних сил, вызванных фазовыми превращениями, усадкой и другими факторами, связанными с изменением объема.

Рассмотрим напряжения, возникающие в стержне под действием растягивающей силы F в произвольном сечении с площадью S_i (рис. 2.1, *a*).

В сечении возникают:

– нормальные напряжения:

$$\sigma = \frac{F_\sigma}{S_i} = \frac{F \cos \alpha}{S / \cos \alpha} = \frac{F}{S} \cos^2 \alpha ,$$

где F_σ – нормальная сила, перпендикулярная плоскости с поверхностью S_i ; S – площадь сечения стержня, плоскостью, перпендикулярной его оси; α – угол наклона сечения с площадью S_i к горизонтальной плоскости;

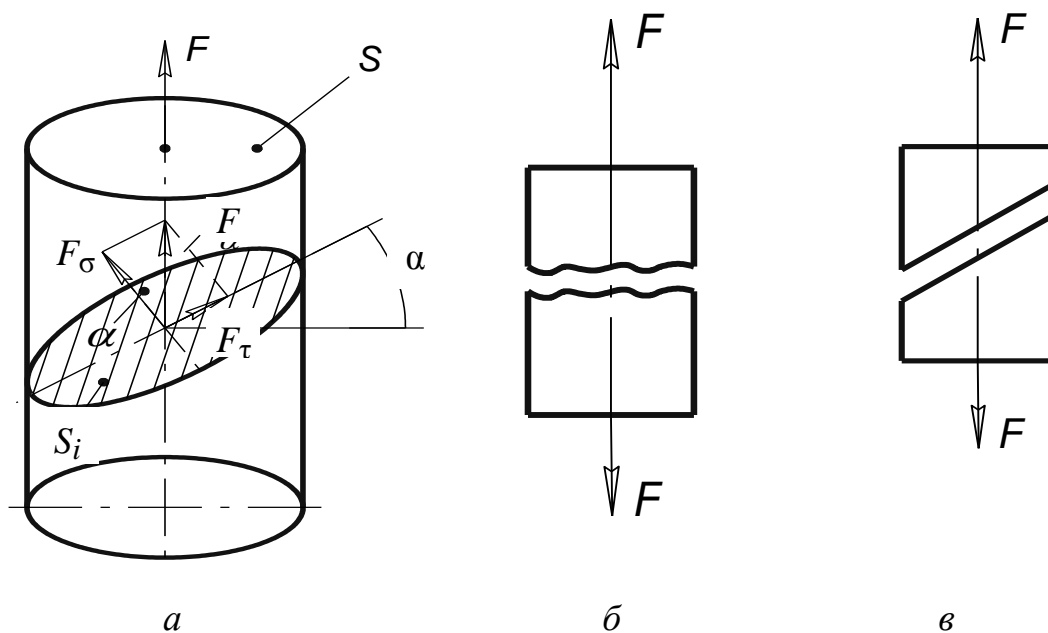


Рис. 2.1. Напряжения, возникающие в стержне под действием растягивающей силы F (*a*), и разрушение материала путем отрыва (*б*) и среза (*в*)

– касательные напряжения:

$$\tau = \frac{F_{\tau}}{S_i} = \frac{F \sin \alpha}{S / \cos \alpha} = \frac{F}{S} \sin \alpha \cos \alpha = \frac{1}{2} \frac{F}{S} \sin 2\alpha,$$

где F_{τ} – касательная сила, параллельная плоскости с площадью S_i .

Нормальные напряжения достигают максимального значения при $\alpha = 0^\circ$, касательные напряжения – при $\alpha = 45^\circ$, при этом $\tau_{\max} = 0,5 \sigma_{\max}$.

Различают следующие виды деформаций.

Упругая (обратимая) деформация заключается в обратимом изменении расстояния между молекулами или ионами вещества под действием нормальных или касательных напряжений. После снятия нагрузки тело полностью восстанавливает свою форму и размеры (рис. 2.2).

Пластическая (необратимая) деформация заключается в необратимом сдвиге структурных частиц кристалла под действием касательных напряжений. После снятия нагрузки тело не восстанавливает исходные форму и размеры.

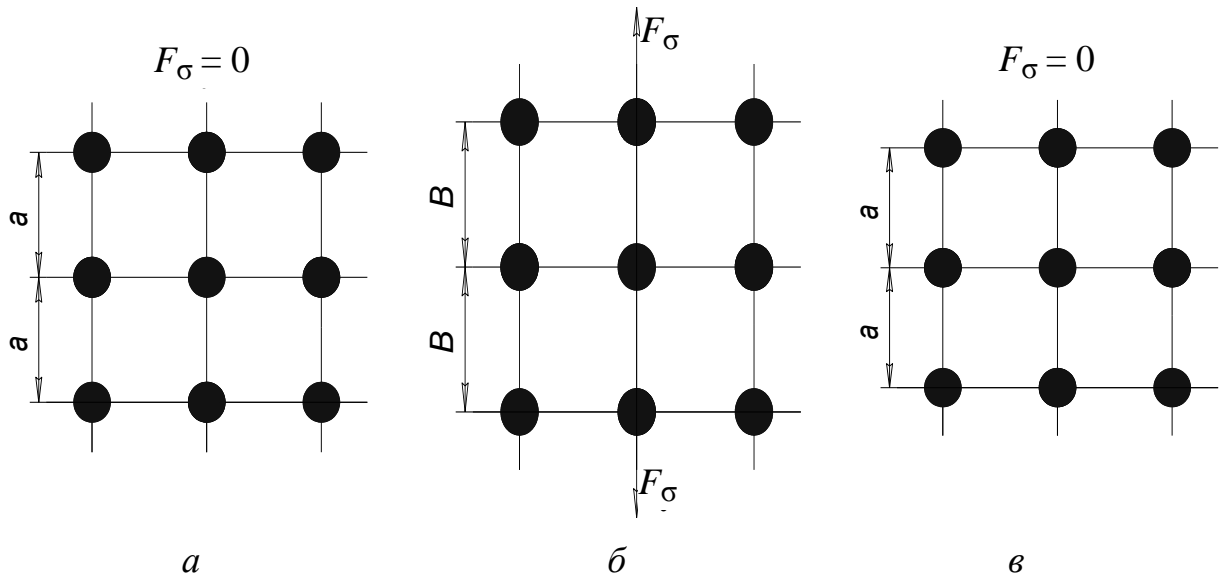


Рис. 2.2. Упругая деформация под действием нормальных напряжений: а, в – кристалл до и после приложения силы F ; б – кристалл под нагрузкой

Рассмотрим механизм пластической деформации.

В идеальном кристалле, не содержащем дефектов кристаллической решетки, пластическая деформация осуществляется по механизму скольжения – то есть сдвига структурных частиц одной части кристалла относительно другой его части по плоскости n - n (рис. 2.3).

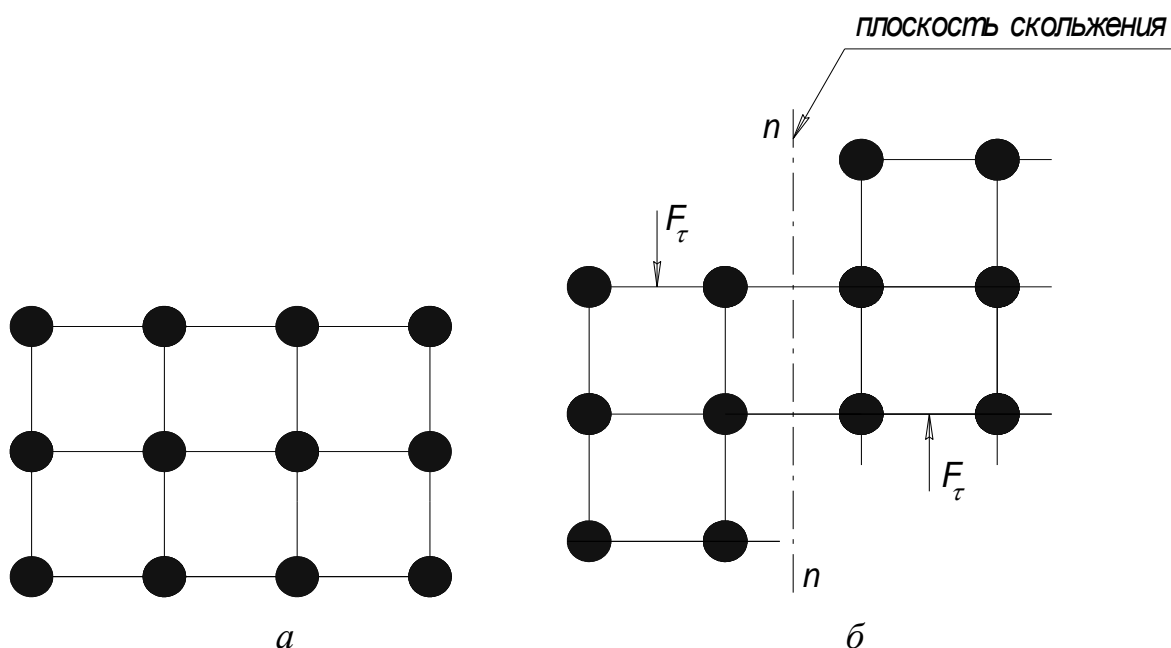


Рис. 2.3. Схема пластической деформации по механизму скольжения:
а – кристалл до приложения нагрузки; б – деформированный кристалл

Деформация сопровождается одновременным разрывом большого количества химических связей между структурными частицами вещества, находящимися по разные стороны плоскости скольжения, и образованием новых связей.

В реальном кристалле пластическая деформация осуществляется путем перемещения дислокаций (рис. 2.4).

Дислокации движутся за счет разрыва и последующего восстановления ограниченного количества химических связей между структурными частицами, находящимися по разные стороны плоскости n - n , а не за счет перемещения молекул или ионов вещества.

Чтобы деформировать кристалл по механизму скольжения, необходимо приложить значительно большее усилие, чем по дислокационному механизму, именно поэтому прочность идеальных (бездефектных) кристаллов в 100 и более раз больше прочности реальных кристаллических веществ.

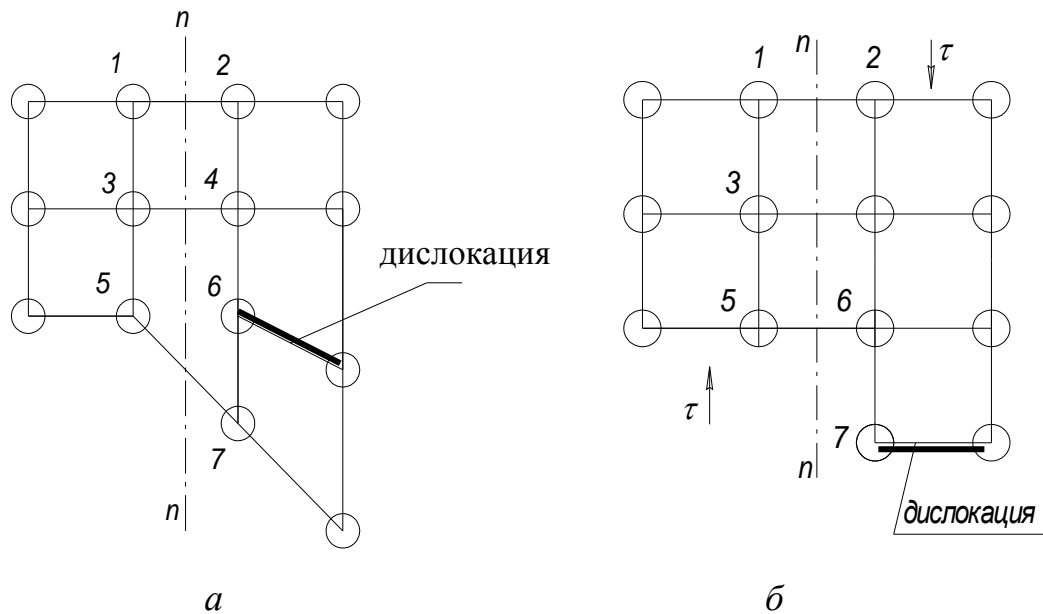


Рис. 2.4. Схема пластической деформации по дислокационному механизму:
а до приложения силы τ ; *б* деформированный кристалл

Рассмотрим зависимость предела текучести металла (σ_T) от плотности дислокаций (ρ_d) (рис. 2.5).

Точка 1 на кривой $\sigma_T = f(\rho_d)$ соответствует теоретической прочности идеального бездефектного кристалла (σ_T для Fe составляет 13000 МПа), здесь прочность кристалла имеет максимальное значение ввиду того, что его деформация осуществляется по механизму скольжения;

участок 2 – прочность «усов» (viskers) – искусственных нитевидных кристаллов без дефектов кристаллического строения;

участок 3 – прочность технически чистых металлов (~150 МПа для Fe);

участок 4 – прочность упрочненных металлов (~1500 МПа для Fe); упрочнение достигается за счет увеличения полезной плотности дислокаций при осуществлении следующих операций: низкотемпературная пластическая деформация (*наклеп*), измельчение зерна, термическая и химико-термическая обработка, легирование и др.

Уменьшение σ_T при увеличении ρ_d от 0 до ρ_d' связано с изменением механизма пластической деформации металла – с механизма скольжения на дислокационный механизм. Увеличение σ_T при $\rho_d > \rho_d'$ связано с образованием очень большого количества дислокаций в пересекающихся кристаллографических плоскостях, при этом дислокации препятствуют перемещению друг друга по объему материала.

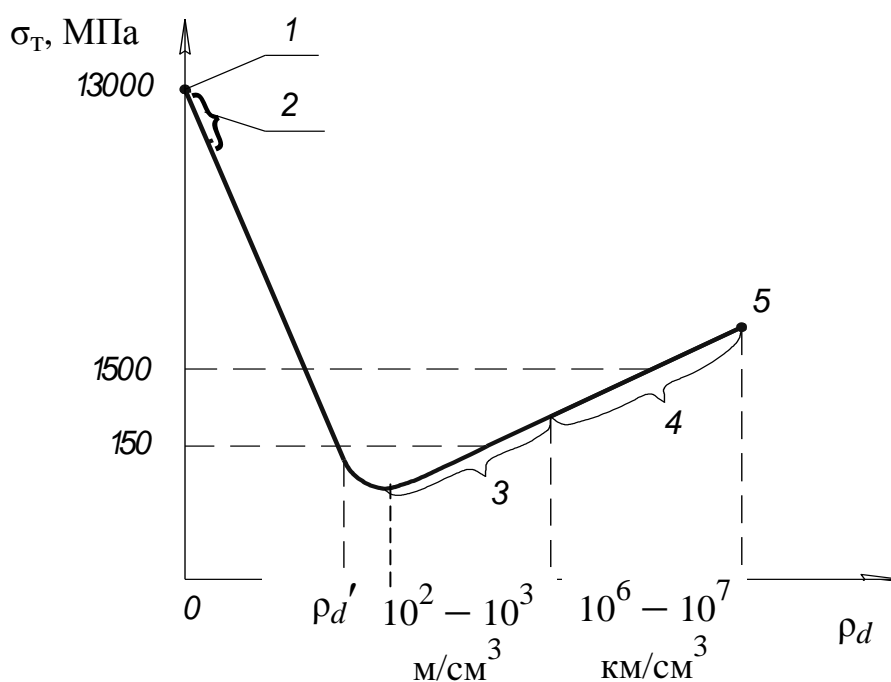


Рис. 2.5. Зависимость предела текучести металла от плотности дислокаций:
 1 – теоретическая прочность; 2 – прочность искусственных нитевидных кристаллов (усов), 3 – прочность чистых металлов; 4 – прочность упрочненных металлов;
 5 – разрушение металлов [1, 5, 6]

В точке 5 происходит разрушение металла ввиду накопления критического количества дефектов в кристаллической решетке металла.

Разрушение металла – это процесс разделения его на части под действием напряжений. При разрушении металла происходит разрыв химических связей, процесс сопровождается образованием новых поверхностей.

Рассмотрим как меняется характер разрушения металла в зависимости от плотности дислокаций (рис. 2.6). Из рис. 2.6 видно, что при увеличении плотности дислокаций увеличиваются как сопротивление сдвигу элементарных частиц кристалла под действием касательных напряжений $[\tau]$, так и сопротивление их отрыва под действием нормальных напряжений $[\sigma]$.

При этом в зависимости от соотношения $[\tau]$ и $[\sigma]$ различают два вида разрушения металла:

1. Срез (см. рис. 2.1, в) возникает, если $[\sigma] < [\tau]$, в этом случае разрушение называют вязким, излом материала имеет волокнистый матовый характер. Разрушению предшествует значительная пластическая деформация.

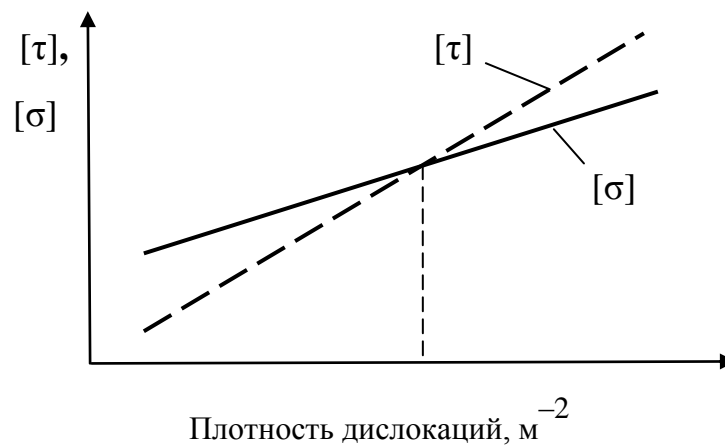


Рис. 2.6. Влияние плотности дислокаций на сопротивление сдвигу $[\tau]$ и отрыву $[\sigma]$

2. Отрыв (рис. 2.1, б) возникает, если $[\tau] < [\sigma]$; разрушение при этом называют хрупким, излом материала имеет кристаллический блестящий характер. В идеальном случае отрыв происходит без предварительной пластической деформации. В реальных условиях он сопровождается микропластической деформацией.

Особенно опасно хрупкое разрушение металла, так как оно вызывает практически мгновенное разрушение детали или конструкции.

Контрольные вопросы

1. Назовите характерные свойства металлов.
2. Что такое деформация? Каковы причины деформации?
3. В чем разница между упругой и пластической деформацией?
4. Как осуществляется пластическая деформация в реальном кристалле?
5. Как влияет плотность дислокаций на прочность металла?
6. Что такое разрушение материала?
7. Какие виды разрушения Вы знаете?

3. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Механические свойства материалов определяют поведение материала при деформации и разрушении под действием внешних нагрузок.

В зависимости от условий нагружения механические свойства определяют [1–3, 5–8, 12–15]:

– при статическом нагружении, когда нагрузка на образец возрастает медленно и плавно;

– при динамическом нагружении, когда нагрузка на образец возрастает с большой скоростью, то есть имеет ударный характер;

– при повторно-переменном или циклическом нагружении, когда нагрузка в процессе испытания многократно изменяется по величине или по величине и направлению одновременно.

Прочность – способность материала сопротивляться деформации и разрушению.

Пластичность – способность материала подвергаться пластической деформации.

Упругость – способность материала подвергаться упругой деформации.

Вязкость – способность материала поглощать механическую энергию внешних сил за счет пластической деформации.

Хрупкость – понятие обратное вязкости.

Механические свойства при статическом нагружении определяют путем растяжения, сжатия, изгиба, кручения стандартных образцов определенной формы и размеров, изготовленных из исследуемого материала. Испытания проводят с помощью специальных машин и механизмов.

3.1. Условная диаграмма растяжения

Испытания материалов на растяжение проводят на разрывных машинах. Для испытаний применяют образцы, изображенные на рис. 3.1.

Разрывная машина с помощью самописца в процессе растяжения образца строит первичную диаграмму растяжения в координатах F (нагрузка) – Δl (абсолютное удлинение образца) (рис. 3.2). Абсолютное удлинение Δl определяют по формуле

$$\Delta l = l_i - l_0,$$

где l_i и l_0 – текущая и начальная длина образца соответственно.

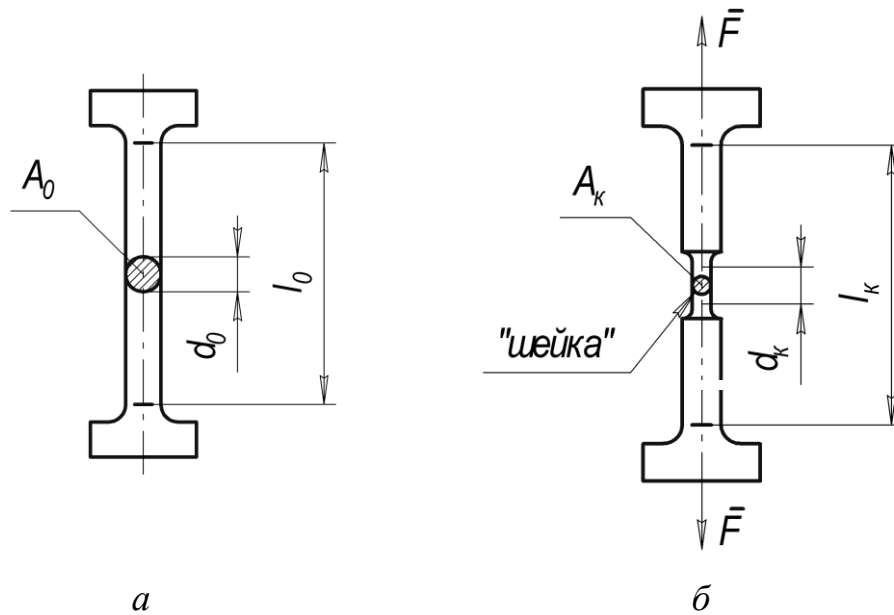


Рис. 3.1. Образцы для определения механических характеристик металлов до растяжения (а) и после растяжения (б):
 l_0, l_k – начальная и конечная длина образца; d_0, d_k – начальный и конечный диаметр образца; A_0, A_k – начальная и конечная площади поперечного сечения образца, F – растягивающая сила

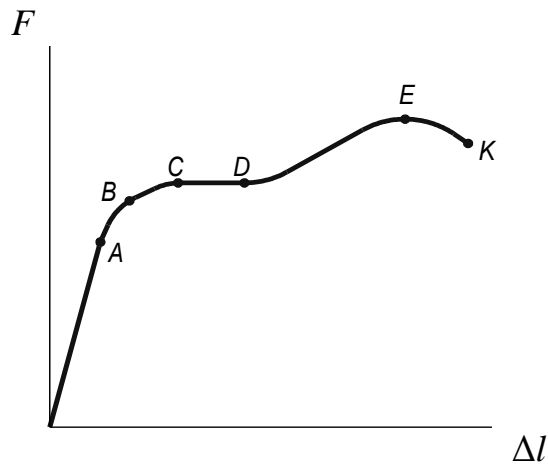


Рис. 3.2. Первичная диаграмма растяжения: F – растягивающая сила, Δl – абсолютное удлинение

По первичной диаграмме строят условную диаграмму растяжения в координатах σ (напряжение) – ε (текущая относительная деформация) (рис. 3.3).

На рис. 3.3 представлена диаграмма растяжения пластичного материала, например, низкоуглеродистой стали. При этом:

$$\sigma = F/A_0, \text{ (Па, МПа),}$$

где F – нагрузка, н; A_0 – площадь поперечного сечения образца, м^2 ;
 $A_0 = \pi d_0^2/4$, d_0 – начальный диаметр образца, м.

В качестве ε используют текущее относительное удлинение образца

$$\varepsilon = \frac{l_i - l_0}{l_0} \cdot 100 = \frac{\Delta l}{l_0} \cdot 100, \%,$$

или текущее относительное сужение

$$\varepsilon' = \frac{A_0 - A_i}{A_0} \cdot 100 = \frac{\Delta A}{A_0} \cdot 100, \%,$$

где A_i и A_0 – текущая и начальная площадь поперечного сечения образца, соответственно; ΔA – абсолютное сужение образца.

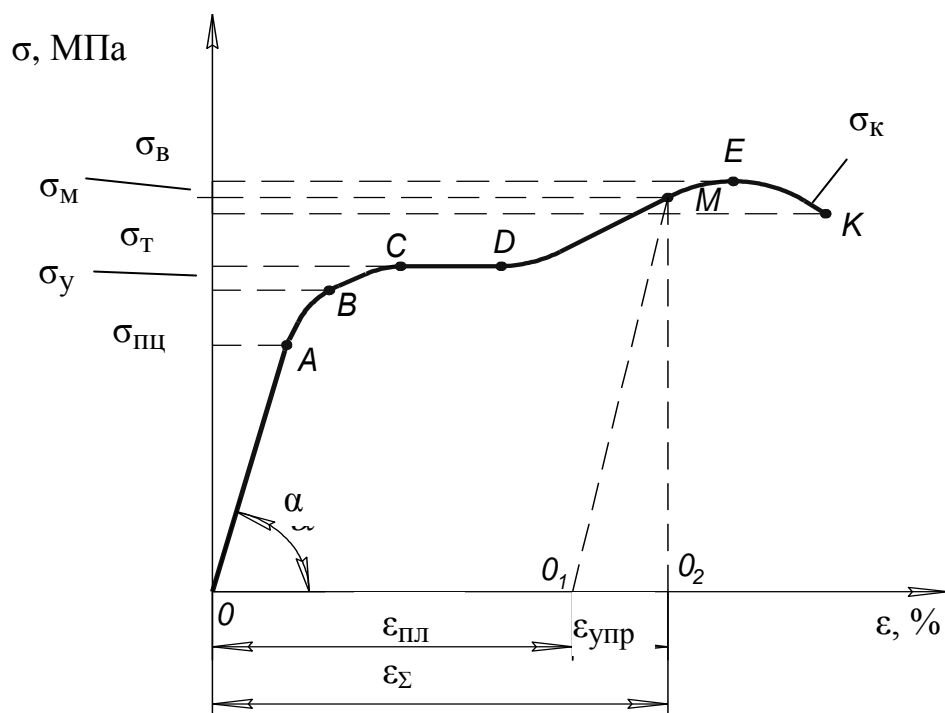


Рис. 3.3. Условная диаграмма растяжения пластичного материала (низкоуглеродистая сталь): σ – напряжение, ε – относительная деформация

Рассмотрим участки условной диаграммы растяжения и характеристики материала, определяемые по диаграмме:

– OA – участок пропорциональности, здесь между напряжением и деформацией существует прямая пропорциональная зависимость;

– $\sigma_{\text{пц}}$ – предел пропорциональности – наибольшее напряжение, до которого существует прямая пропорциональная зависимость между σ и ε , то есть справедлив закон Гука $\sigma = E\varepsilon$, где E – модуль Юнга или модуль нормальной упругости;

$$\sigma_{\text{пц}} = F_A / A_0 ,$$

где F_A – нагрузка, соответствующая точке A;

– OB – зона упругости; здесь при растяжении материала возникают только упругие (обратимые) деформации, пластическая (необратимая) деформация отсутствует;

– σ_y – предел упругости – наибольшее напряжение, до которого в материале не обнаруживается признаков пластической деформации;

$$\sigma_y = F_B / A_0 ,$$

где F_B – нагрузка, соответствующая точке B;

– CD – площадка текучести; здесь деформация увеличивается при постоянной нагрузке;

– σ_T – физический предел текучести – напряжение, при котором материал пластически деформируется без увеличения нагрузки;

$$\sigma_T = F_{CD} / A_0 ,$$

где F_{CD} – нагрузка, соответствующая линии CD;

– DE – зона упрочнения; происходит упрочнение материала за счет увеличения дефектов кристаллической решетки;

– σ_B – предел прочности или временное сопротивление – наибольшее напряжение, предшествующее разрушению образца;

$$\sigma_B = F_E / A_0 ,$$

где F_E – нагрузка, соответствующая точке E;

- точка E – образование местного сужения («шейки») – начало разрушения образца;
- EK – зона местной текучести, здесь происходит уменьшение диаметра шейки;
- точка K – момент разрушения образца;
- σ_K – напряжение разрушения образца;

$$\sigma_K = F_K / A_0,$$

где F_K – нагрузка, соответствующая точке K .

Диаграмма $\sigma - \varepsilon$ позволяет определить составляющие относительной деформации образца. Например для произвольного напряжения σ_M отрезок OO_1 определяет пластическую деформацию ($\varepsilon_{пл}$), а отрезок O_1O_2 – упругую деформацию ($\varepsilon_{упр}$). Общая деформация определяется по выражению:

$$\varepsilon_{общ} = \varepsilon_{упр} + \varepsilon_{пл}.$$

Рассмотрим диаграмму $\sigma - \varepsilon$ для малопластичного материала, например, для низколегированной стали (рис. 3.4а). На диаграмме отсутствует участок текучести. Вместо физического предела текучести для малопластичного материала применяют условный предел текучести.

Условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – напряжение, при котором относительная остаточная деформация ($\varepsilon_{пл}$) достигает значения 0,2 %:

$$\sigma_{0,2} = F_{0,2} / A_0,$$

где $F_{0,2}$ – растягивающая сила при $\varepsilon_{пл} = 0,2$ %.

Рассмотрим диаграмму $\sigma - \varepsilon$ для хрупкого материала (чугун, стекло, кирпич и др.) (рис. 3.4б). Разрушение такого материала происходит в точке E без предварительной пластической деформации. На диаграмме отсутствует прямолинейный участок OA .

Относительное удлинение при разрыве очень мало (2 – 5 % и менее). Материал характеризуют пределом прочности $\sigma_B = F_E / A_0$ и секущим модулем E_s :

$$E_s = \operatorname{tg} \alpha = \sigma_A / \varepsilon_A,$$

где σ_A – среднее рабочее напряжение в детали, ε_A – относительная деформация в точке А.

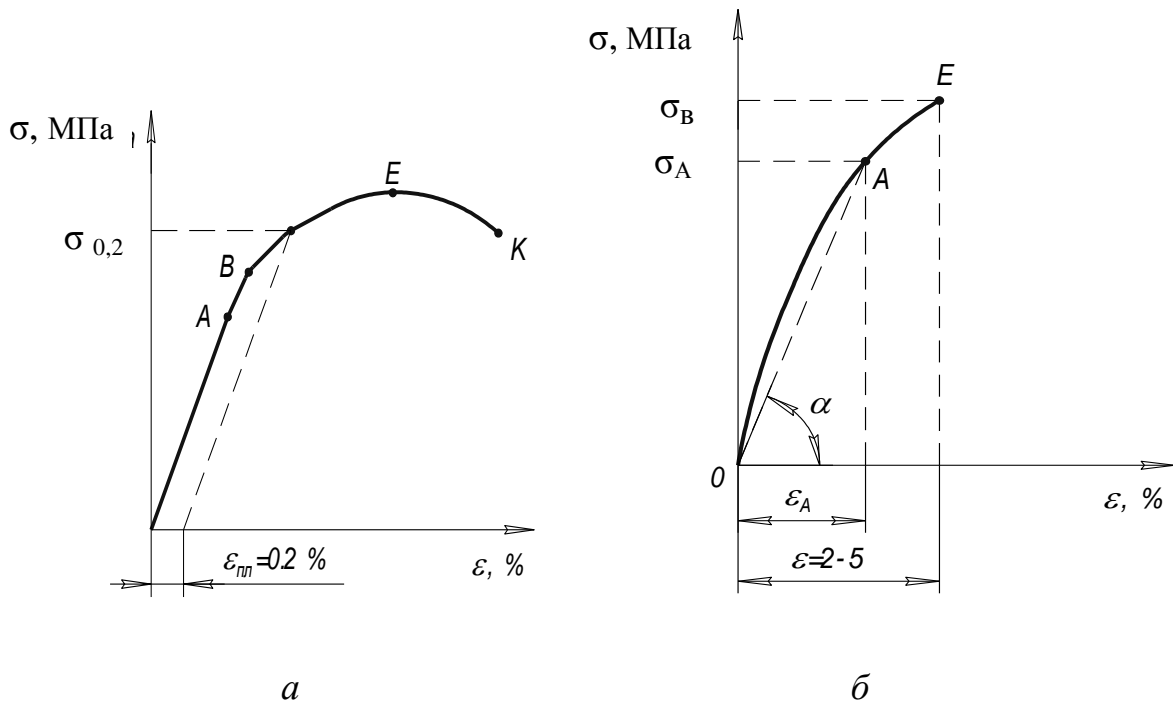


Рис. 3.4. Диаграммы растяжения малопластичного (а) и хрупкого (б) материалов

3.2. Модули упругости

Сопrotивление материала упругой деформации оценивают по следующим характеристикам [1–3, 5–8, 12–15]:

1. Модуль нормальной упругости E (модуль Юнга); определяется по диаграмме $\sigma - \varepsilon$ как тангенс угла наклона участка пропорциональности OA к оси абсцисс

$$E = \operatorname{tg} \alpha = \sigma/\varepsilon, \text{ Па.}$$

Модуль Юнга характеризует жесткость материала. Модуль Юнга численно равен величине растягивающего напряжения, под действием которого длина образца увеличивается в два раза.

Покажем это: $E = \sigma$, если $\varepsilon = (l_i - l_0)/l_0 = 1$, отсюда $l_i - l_0 = l_0$, а $l_i = 2l_0$. Значения E для некоторых материалов приведены в табл. 3.1.

2. Модуль касательной упругости G (модуль Гука) – оценивает упругость материала при работе в условиях сдвига:

$$G = \frac{1}{2} \cdot \frac{E}{1 + \nu},$$

где ν – коэффициент Пуассона, характеризует отношение относительного сужения к относительному удлинению образца:

$$\nu = \frac{\Psi}{\delta} = \frac{\Delta A / A_0}{\Delta l / l_0}.$$

Таблица 3.1

Значения модуля Юнга для некоторых материалов

Материал	E , МПа
Резина	$0,00007 \cdot 10^5$ (70 кг/см ²)
Al	$0,8 \cdot 10^5$
Fe	$2 \cdot 10^5$ (2000 т/см ²)
Mo	$3 \cdot 10^5$
Алмаз	$12 \cdot 10^5$

3. Модуль объемной упругости K – оценивает упругость материала при работе в условиях всестороннего сжатия:

$$K = \frac{9EG}{3E + G}.$$

Модули упругости являются структурно нечувствительными параметрами, то есть термическая обработка или другие способы изменения структуры материала не влияют на их значение. Другие механические характеристики материалов, например, σ_B , σ_T , δ , Ψ , структурно чувствительны.

3.3. Характеристики пластичности после разрыва

Пластичность – способность материала получать остаточные изменения формы и размеров после снятия нагрузки.

Пластичность материала характеризуют следующими параметрами.

1. Относительное удлинение после разрыва

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100 = \frac{\Delta l}{l_0} \cdot 100, \%$$

где l_k и l_0 – конечная и начальная длина образца, соответственно; Δl – абсолютное удлинение образца после разрыва.

2. Относительное сужение после разрыва

$$\psi = \frac{A_0 - A_k}{A_0} \cdot 100 = \frac{\Delta A}{A_0} \cdot 100, \%,$$

где A_k и A_0 – конечная и начальная площади поперечного сечения образца, соответственно; ΔA – абсолютное сужение образца после разрыва.

3.4. Истинная диаграмма растяжения

Условную диаграмму растяжения строят в координатах $\sigma = F/A_0$ и ε , при этом площадь поперечного сечения образца A_0 условно принимают постоянной. На самом деле в процессе растяжения образца площадь его поперечного сечения постоянно уменьшается и истинные напряжения оказываются больше условных. Истинную диаграмму растяжения строят в координатах $\sigma = F/A_i$ и ε , где A_i – текущее истинное значение площади поперечного сечения образца (рис. 3.5). Истинная диаграмма растяжения используется, главным образом, для исследовательских целей. На практике пользуются параметрами прочности, пластичности и упругости, определенными по условной диаграмме.

3.5. Твердость материалов

Твердость – свойство материала оказывать сопротивление пластической деформации при контактом воздействии в поверхностном слое [1, 2].

Твердость определяют путем вдавливания в материал тел (инденторов) различной формы и размеров под действием определенной нагрузки в течение определенного времени. Существуют следующие способы определения твердости материалов.

1. Твердость по Бринеллю (HB) (рис. 3.6, a) – в качестве индентора применяют стальной закаленный шарик диаметром 2,5; 5 и 10 мм; нагрузка составляет 30000, 10000, 7500, 2500 и 1175 н (3000, 1000, 750, 250 и 117,5 кг); время вдавливания индентора – 10, 30, 60 с.

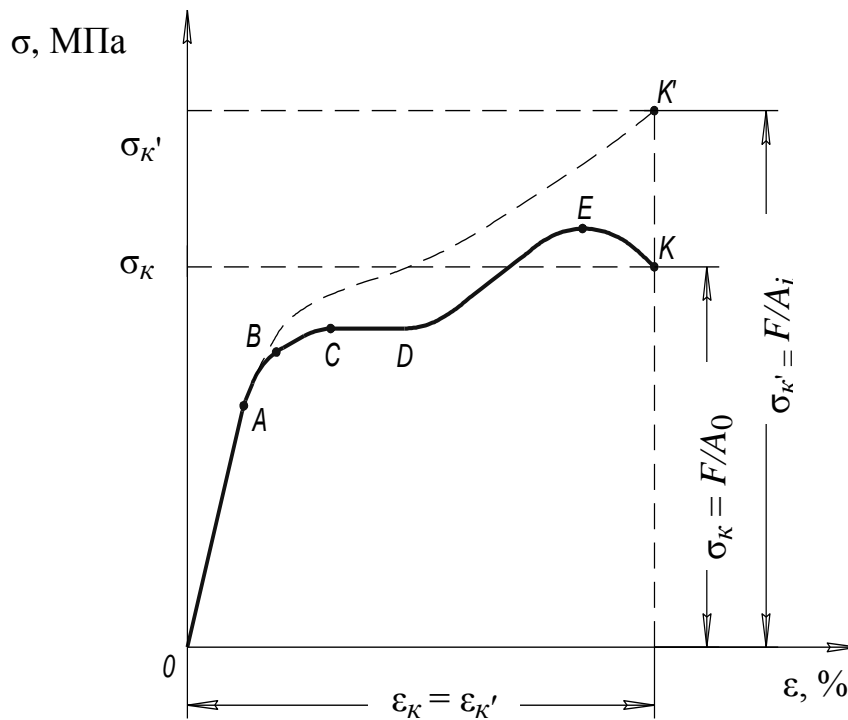


Рис. 3.5. Истинная диаграмма напряжений

Твердость определяют по формуле

$$HB = P/F, \text{ МПа, кгс/мм}^2,$$

где P – нагрузка (н, кгс); F – поверхность сферического отпечатка ($\text{м}^2, \text{мм}^2$);

$$F = \frac{\pi D}{2} \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right),$$

где D – диаметр шарика, d – диаметр сферического отпечатка.

Твердость рассчитывают по вышеприведенным формулам или чаще определяют по справочным таблицам $P - d - D - HB$.

Твердость обозначают следующим образом: $HB 800$ где HB – символ твердости по Бринеллю, 800 – значение твердости в МПа или кгс/мм^2 .

Для сталей существует следующая эмпирическая зависимость:

$$\sigma_B = 0,33 - 0,36 HB.$$

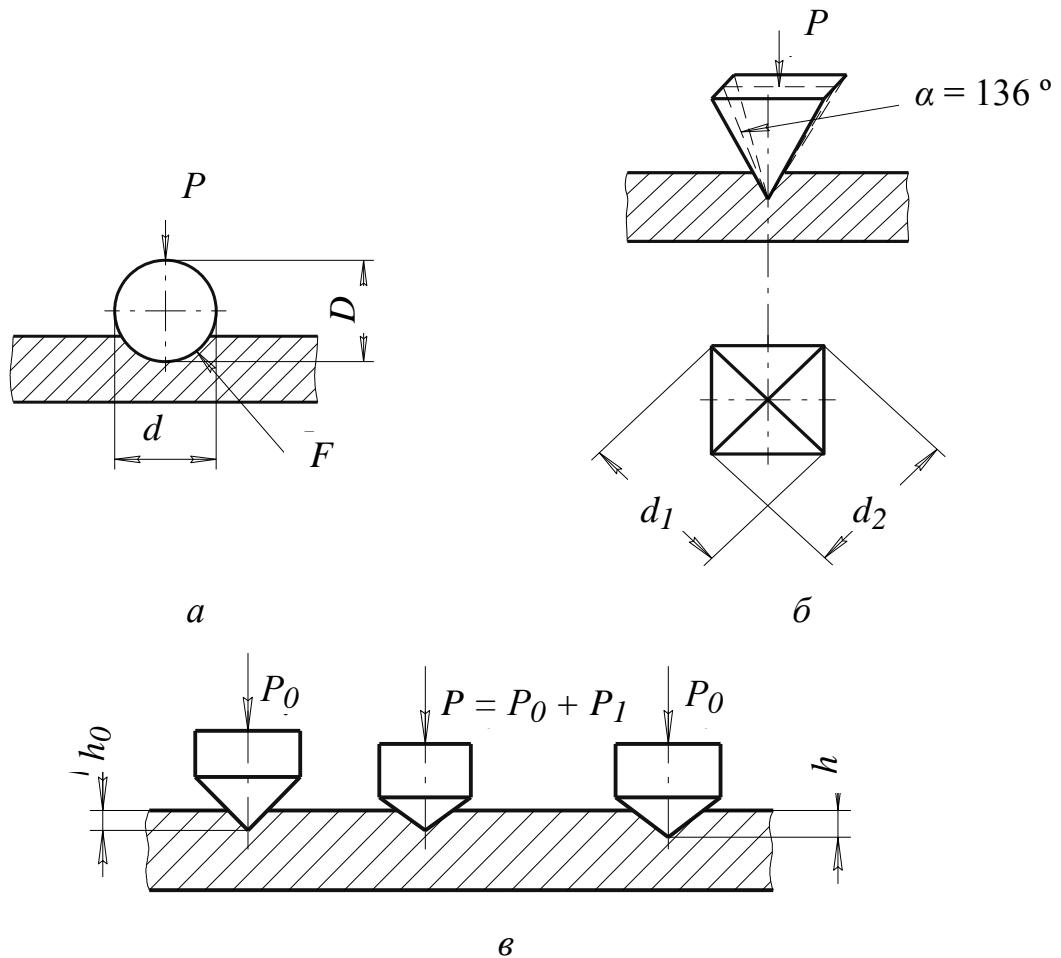


Рис. 3.6. Методы определения твердости:
по Бринеллю (а), по Виккерсу (б), по Роквеллу (в)

2. Твердость по Роквеллу (*HRA*, *HRB*, *HRC*) (рис. 3.6, в) – в качестве индентора применяется алмазный конус с углом при вершине 120° или стальной закаленный шарик диаметром 1,588 мм. Вдавливание индентора производится вначале предварительной нагрузкой $P_0 = 100$ н (10 кгс), а затем общей нагрузкой $P = P_0 + P_1$. В зависимости от величины основной нагрузки P_1 и вида индентора формируются различные числа твердости по Роквеллу (табл. 3.2).

Числа твердости по Роквеллу определяются по формулам:

$$\begin{aligned} HRA (HRC) &= 100 - E, \\ HRB &= 130 - E, \end{aligned}$$

где E – единица твердости по Роквеллу, $E = \frac{h - h_0}{0,002\text{мм}}$, h_0 – глубина

внедрения индентора под действием нагрузки P_0 , h – глубина внедрения индентора под действием общей нагрузки P , измеренная после снятия нагрузки P_1 .

Условия определения твердости по Роквеллу [5]

Число твердости	Предварительная нагрузка P_0 , н (кгс)	Основная нагрузка P_1 , н (кгс)	Общая нагрузка $P = P_0 + P_1$, н (кгс)	Тип индентора
<i>HRA</i>	100 (10)	500 (50)	600 (60)	алмазный конус
<i>HRB</i>	100 (10)	900 (90)	1000 (100)	стальной закаленный шарик ($d = 1,588$ мм)
<i>HRC</i>	100 (10)	1400 (140)	1500 (150)	алмазный конус

3. Твердость по Виккерсу (HV) (рис. 3.6б). Индентор – четырехгранная алмазная пирамида с углом между гранями $\alpha = 136^\circ$. Число твердости по Виккерсу определяется по формуле

$$HV = \frac{2P}{d^2} \sin \frac{\alpha}{2}, \text{ [МПа, кгс/мм}^2\text{]},$$

где P – нагрузка, н (кгс), d – средняя длина диагоналей отпечатка пирамиды, м (мм), $d = (d_1 + d_2)/2$, d_1 и d_2 – длины диагоналей отпечатка пирамиды; м (мм).

Метод применяется для определения твердости тонких деталей и высокотвердых поверхностных слоев.

Контрольные вопросы

1. Что такое прочность, пластичность и упругость материала?
2. Что такое условная диаграмма растяжения? Какие характеристики материала определяются по ней?
3. Какие модули упругости материала Вы знаете?
4. Какой физический смысл имеет модуль нормальной упругости?
5. Какими параметрами характеризуют пластичность материала?
6. В чем разница между условной и истинной диаграммой растяжения?
7. Что такое твердость материала?
8. Какие методы определения твердости Вы знаете?

4. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ. ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

4.1. Характеристики, определяемые при динамическом нагружении

4.1.1. Ударная вязкость

Ударная вязкость – способность материала поглощать механическую энергию удара за счет пластической деформации, характеризует надежность материала при ударном изгибе [1–3, 5–8, 12–15].

Рассмотрим кривую $\sigma - \epsilon$ (рис. 4.1). Площадь под кривой пропорциональна работе разрушения образца A_H :

$$A_H = A_3 + A_p,$$

где A_3 – работа, которую необходимо совершить для возникновения трещины в детали (работа зарождения трещины); A_p – работа, которую необходимо совершить для распространения трещины на все поперечное сечение детали (работа распространения трещины).

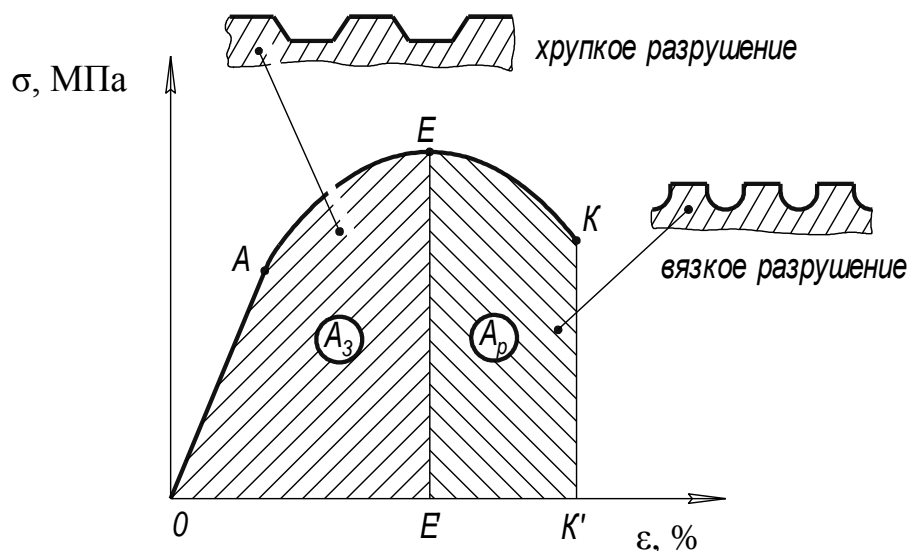


Рис. 4.1. Области хрупкого и вязкого разрушения материала

Если $A_p = 0$, то имеет место так называемое *хрупкое разрушение* материала в точке E диаграммы. В этом случае возникновению трещины предшествует микропластическая деформация, а распространение

трещины происходит практически мгновенно за счет энергии упругой деформации. При хрупком разрушении излом материала блестящий и имеет кристаллический характер (см. рис. 4.1).

Если $A_p > 0$, то имеет место так называемое вязкое (пластичное) разрушение материала в точке K диаграммы. При этом виде разрушения трещина распространяется относительно медленно, ее распространению предшествует пластическая деформация. Разрушение требует значительной затраты энергии. При вязком разрушении излом материала матовый и имеет ямочный, волокнистый характер (см. рис. 4.1).

Материал, разрушающийся вязко, более надежен в работе, чем материал, разрушение которого имеет хрупкий характер, так как в первом случае работа разрушения материала значительно больше, чем во втором случае.

Эскизы стандартных образцов для определения ударной вязкости представлены на рис. 4.2.

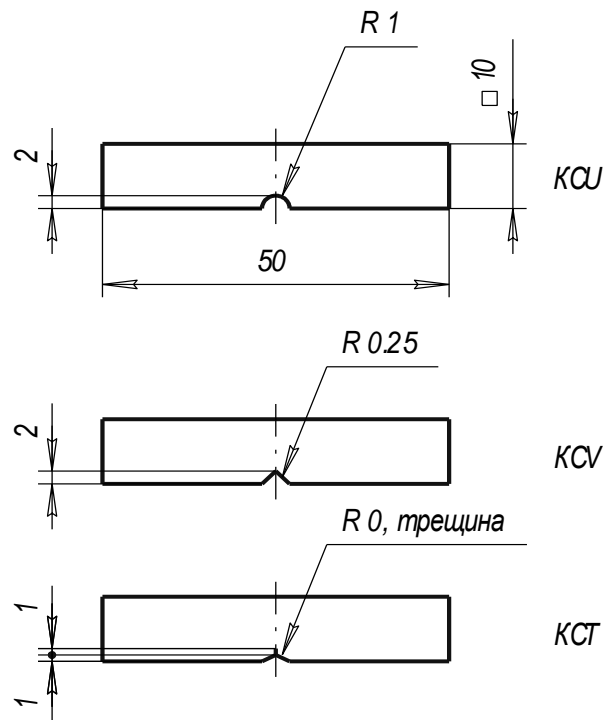


Рис. 4.2. Образцы для определения ударной вязкости:
KC – символ ударной вязкости; *U, V, T* – символы характера надреза

Ударная вязкость (*KCU, KCV, KCT*) – это удельная работа разрушения стандартного образца с заранее выполненным надрезом:

$$KC = A_H / F_0, \text{ Дж/м}^2,$$

где A_H – полная работа разрушения образца, F_0 – площадь поперечного сечения образца в месте надреза.

Работу разрушения образца определяют на маятниковом копре (рис. 4.3.) и рассчитывают по формуле:

$$A_H = P (h_1 - h_2),$$

где P – вес груза маятника, h_1 , h_2 – высоты подъема груза до и после разрушения образца соответственно.

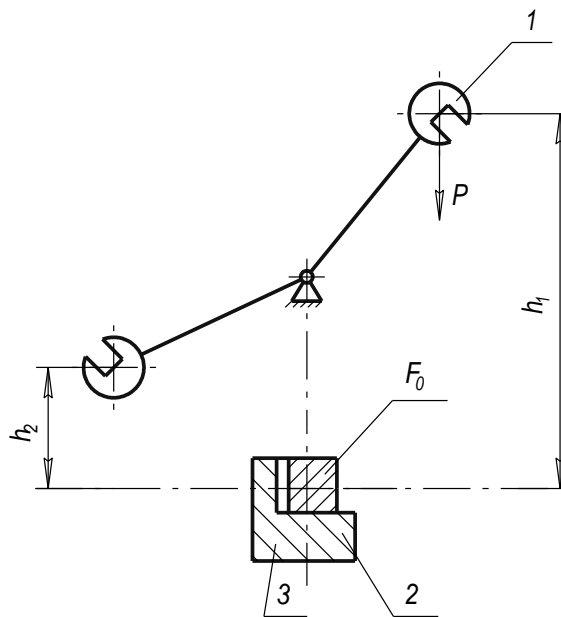


Рис. 4.3. Схема маятникового копра для определения ударной вязкости:

1 – груз маятника весом P , 2 – образец, 3 – ступень, F_0 – площадь поперечного сечения образца в месте разрушения

Определив KC для двух образцов с различными радиусами надреза R , и построив график $KC = f(R)$ (рис. 4.4), можно определить значения удельной работы зарождения трещины и удельной работы распространения трещины для данного материала при определенном значении R . Из рис. 4.4 видно, что KC_p не зависит от радиуса надреза, а KC_3 увеличивается при увеличении R .

4.1.2. Порог хладноломкости

Порог хладноломкости – температурный интервал ($t_H - t_B$) (рис. 4.5), в котором происходит изменение работы распространения трещины материала от начального значения KC_{p0} до 0.

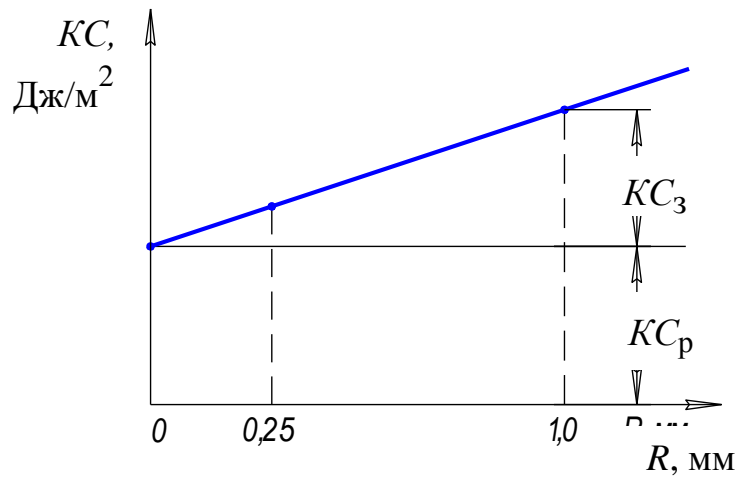
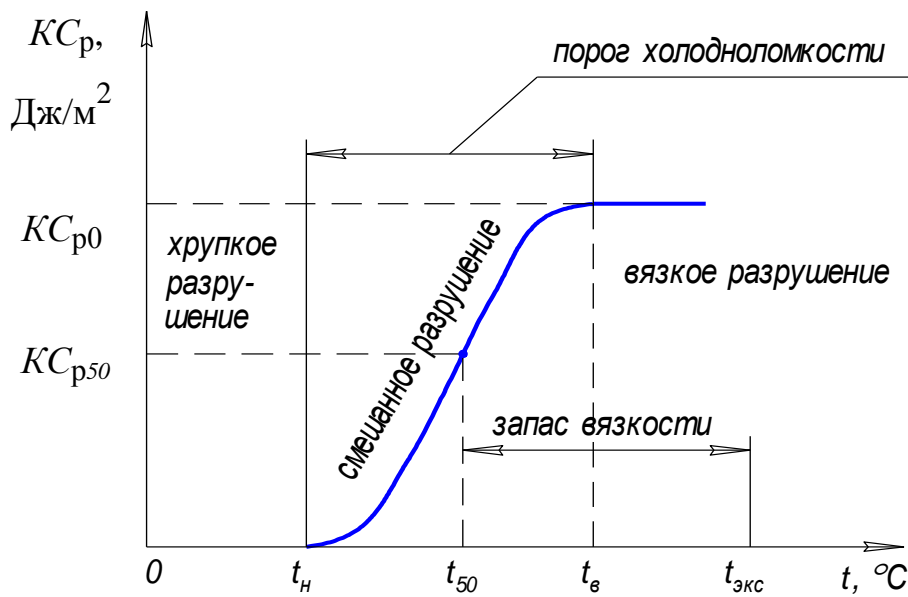
Рис. 4.4. Определение K_{Cp} и K_{C3} 

Рис. 4.5. Зависимость работы распространения трещины от температуры

Если $t > t_B$, то $K_{Cp} = K_{Cp0}$ и материал разрушается вязко, если $t < t_H$, то $K_{Cp} = 0$, а разрушение материала имеет хрупкий характер. В интервале температур $(t_H - t_B)$ в изломе присутствуют как вязкая, так и хрупкая составляющие.

Температура полухрупкости (t_{50}) – температура, при которой работа распространения трещины K_{Cp0} уменьшается на 50 %.

Для надежной работы материал должен эксплуатироваться при $t > t_{50}$. Разница между температурой эксплуатации и t_{50} называется запасом вязкости. Эксплуатация материала при $t < t_H$ недопустима ввиду низкой надежности, обусловленной хрупким разрушением.

4.2. Характеристики материала, определяемые при циклическом нагружении

Процесс разрушения материала под действием циклических нагрузок называется усталостью, а свойство противостоять усталости – выносливостью [1, 2].

Усталость материала оценивают при циклическом нагружении, когда нагрузка на исследуемый образец периодически изменяется по величине или по величине и направлению.

Схема циклического нагружения детали приведена на рис. 4.6.

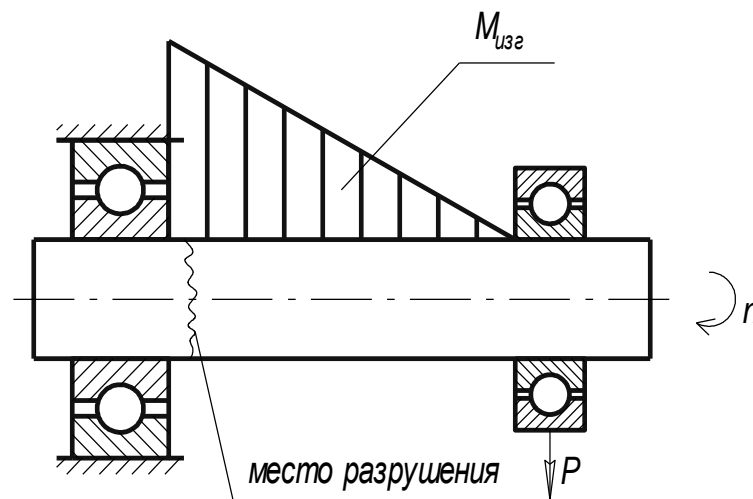


Рис. 4.6. Схема циклического нагружения вала [1]

Изменение нагрузки характеризуют (рис. 4.7):

- коэффициентом асимметрии цикла $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$;
- периодом цикла T ;
- амплитудой цикла – $\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$.

где σ_{\min} – минимальное напряжение цикла, σ_{\max} – максимальное напряжение цикла. Различают симметричный цикл, когда $|\sigma_{\min}| = |\sigma_{\max}|$ и $R = -\sigma_{\min}/\sigma_{\max} = -1$, и асимметричный цикл, когда $|\sigma_{\min}| \neq |\sigma_{\max}|$.

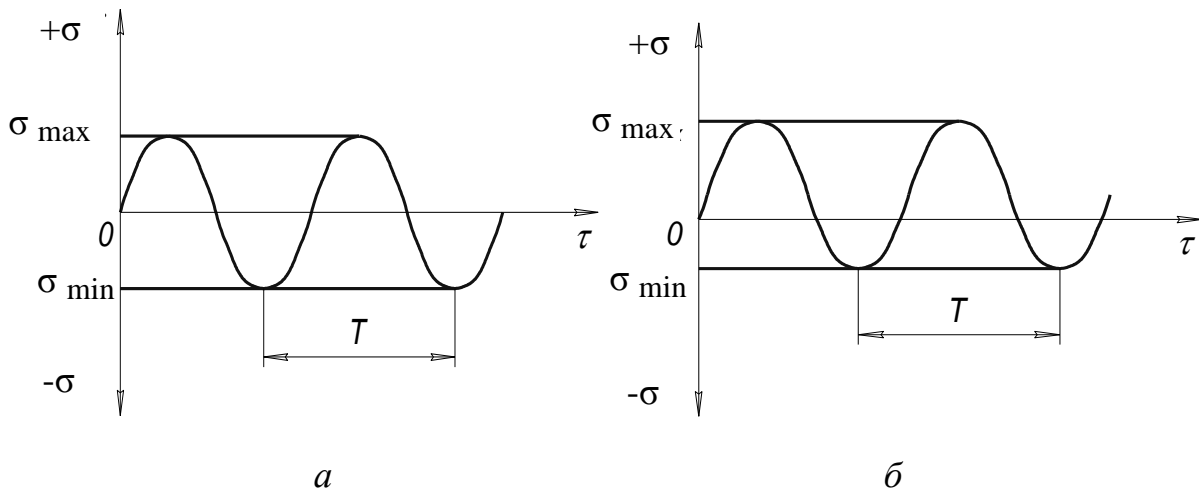


Рис. 4.7. Типы циклов: *a* – симметричный; *б* – асимметричный

Разрушение от усталости происходит при напряжениях, меньших σ_y , определенного при статических испытаниях.

В процессе усталостного разрушения выделяют три стадии (рис. 4.8).

1. Зарождение трещины. Зарождение трещины начинается на поверхности детали в местах концентрации напряжений на дефектах поверхности (микротрещины, следы коррозии, дефекты механической обработки).

2. Стадия усталости – относительно медленное распространение трещины по сечению детали.

3. Стадия долома. Происходит мгновенное разрушение детали.

Стадиям усталостного разрушения соответствуют три зоны разрушения: зона зарождения трещины, зона распространения трещины и зона долома (рис. 4.8).

Параметры усталости определяют по экспериментальным зависимостям $\sigma_{\max} = f(N)$, где N – число циклов до разрушения (рис. 4.9).

По кривым $\sigma_{\max} = f(N)$ определяют следующие параметры:

– физический предел выносливости σ_R – напряжение, которое не вызывает усталостное разрушение материала после неограниченного числа циклов; обычно число циклов ограничивают так называемым базовым числом N_0 . Для стали принимают $N_0 = 10^7$;

– ограниченный предел выносливости σ_K – напряжение, которое выдерживает материал в течение ограниченного числа циклов N_K , при этом σ_K называют критерием малоциклового выносливости, N_K – циклической долговечностью.

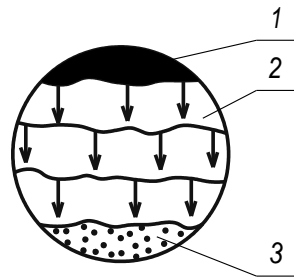


Рис. 4.8. Зоны разрушения: 1 – зона зарождения трещины, 2 – зона усталости, 3 – зона долома [1]

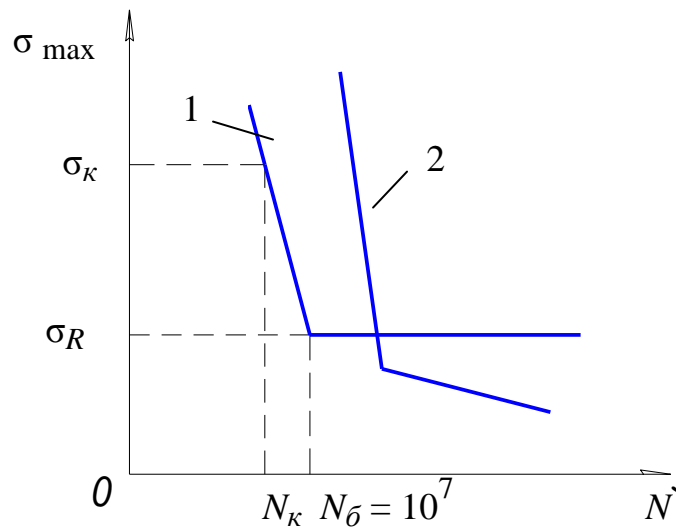


Рис. 4.9. Зависимость числа циклов до разрушения N от максимального напряжения σ_{\max} цикла [1]

Кривая 1 описывает поведение сталей при относительно невысоких температурах испытаний. Для сталей при высоких температурах и при работе в коррозионноактивных средах, а также для цветных металлов процесс усталости описывается кривой 2. В данном случае усталость материала оценивают только параметром σ_k .

4.3. Деформационное упрочнение металлов (наклеп)

Явление повышения прочности и уменьшения пластичности металла в результате низкотемпературной пластической деформации называется наклепом или нагартовкой [5, 6].

Причиной упрочнения является увеличение плотности дефектов кристаллической решетки металла и ее искажение. Изменение механических свойств металла в зависимости от относительной деформации приведено на рис. 4.10.

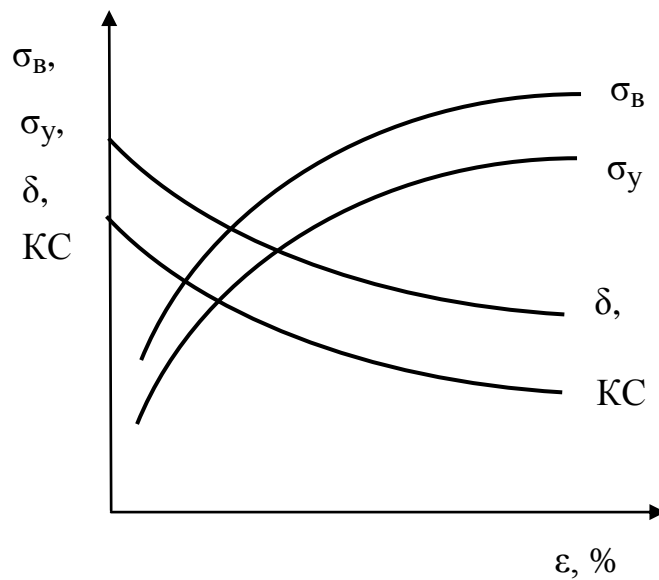


Рис. 4.10. Зависимость механических свойств металла от степени деформации

В результате наклепа происходит формирование текстуры, то есть ориентировка зерен металла в направлении деформации (рис. 4.11).

Наклеп может играть как положительную, так и отрицательную роль. Так наклеп создают намеренно для упрочнения канатов, цепей, арматуры железобетонных изделий и конструкций. Наклеп возникает в процессах обработки металлов давлением или резанием и здесь он играет отрицательную роль, так как затрудняет последующую механическую обработку металла.

Для устранения последствий наклепа металл подвергают рекристаллизационному отжигу.

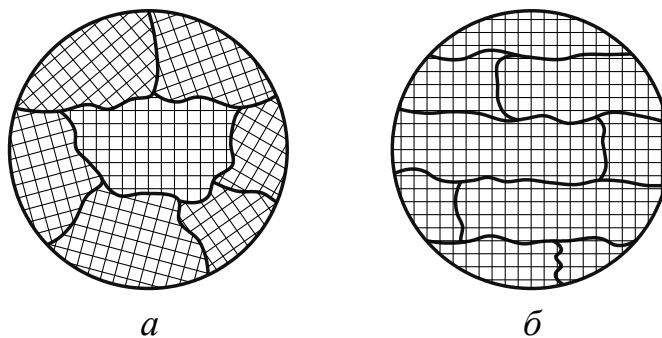


Рис. 4.11. Схема исходной структуры металла (а) и структуры после холодной пластической деформации (наклепа) (б)

4.4. Возврат и рекристаллизация

Металл в состоянии наклепа термодинамически неустойчив. При повышении температуры в нем протекают процессы, сопровождающиеся изменением структуры и механических свойств [1, 2, 5, 6]:

1. Возврат (рис. 4.12) (протекает при $T < T_{\text{пр}}$) – процесс повышения структурного совершенства металла, деформированного в холодном состоянии в результате уменьшения плотности дефектов кристаллического строения (точечных, линейных, поверхностных, объемных).

В результате возврата:

– искаженная кристаллическая решетка (1) принимает правильную геометрическую форму (2);

– $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{\text{т}}$ незначительно уменьшаются, δ незначительно увеличивается;

– сохраняется текстура.

2. Первичная рекристаллизация (протекает при $T > T_{\text{пр}}$) – процесс образования новых равноосных мелких зерен вместо деформированных зерен (3, 4).

Температурный порог рекристаллизации ($T_{\text{пр}}$) – минимальная температура, при которой начинается процесс рекристаллизации и происходит разупрочнение металла.

Температурный порог рекристаллизации определяют по выражению

$$T_{\text{пр}} = \alpha T_{\text{пл}},$$

где α – коэффициент, зависящий от вида металла; для чистых металлов $\alpha = 0,1-0,2$; для технических металлов – 0,4; для сплавов – 0,5–0,6; $T_{\text{пл}}$ – температура плавления металла, К.

В результате первичной рекристаллизации $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{\text{т}}$ значительно уменьшаются, δ значительно увеличивается, уменьшается плотность дислокаций.

3. Собирательная рекристаллизация (протекает при $T > T_{\text{св}}$) – процесс равномерного роста зерен, образовавшихся в процессе первичной рекристаллизации (5). Образуется крупнозернистая структура, $\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{\text{т}}$ и δ уменьшаются.

Для Fe $T_{\text{пр}} = 450$ °С, для Cu – 270 °С, для Al – 50 °С.

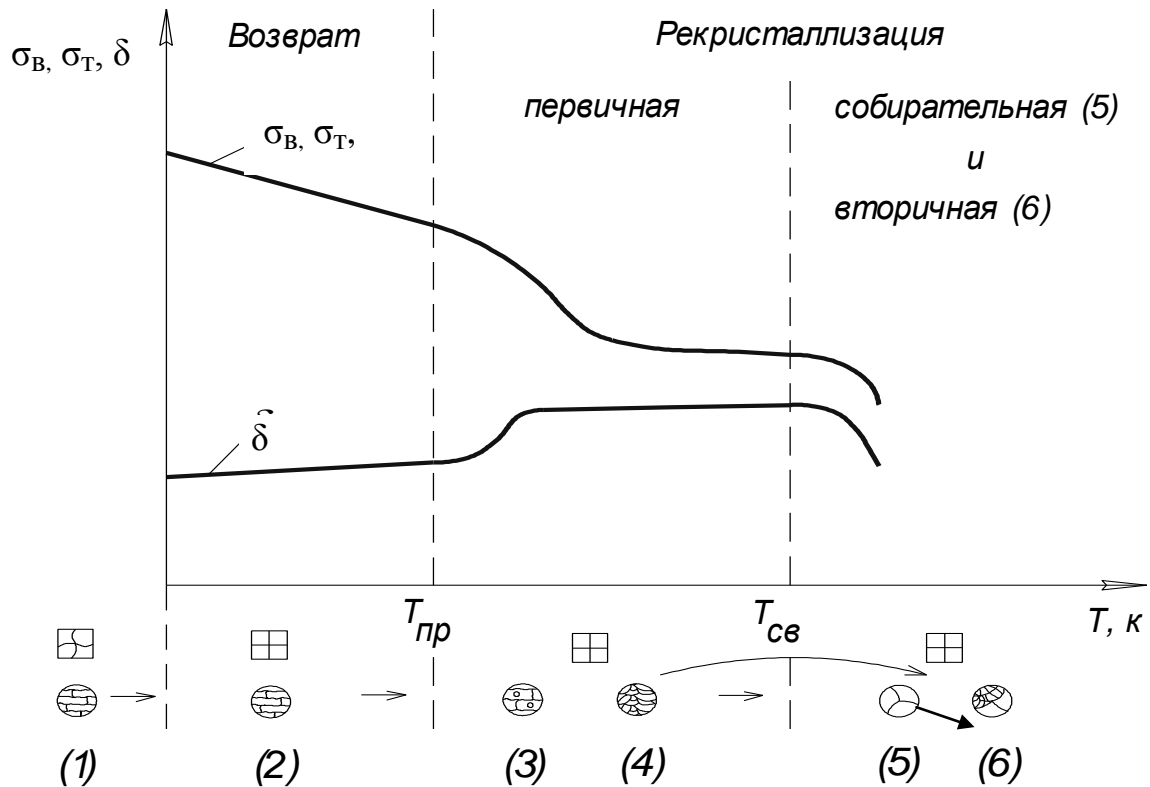


Рис. 4.12. Возврат и рекристаллизация

4. Вторичная рекристаллизация (протекает параллельно с собирательной рекристаллизацией) – заключается в преимущественном росте некоторых мелких зерен, так называемых «вторичных зародышей». В результате вторичной рекристаллизации образуется структура, состоящая из мелких зерен и небольшого количества очень крупных зерен (6). Такая структура нежелательна, так как имеет низкую пластичность и повышенную хрупкость.

Размер зерна металла (d_3) после первичной рекристаллизации зависит от степени предварительной деформации металла (ϵ) (рис. 4.13).

Величина $\epsilon_{кр}$ называется критической степенью предварительной деформации – это минимальная степень деформации, выше которой возможно протекание процесса первичной рекристаллизации.

Если $\epsilon = \epsilon_{кр}$ в металле происходит поглощение сильнодеформированных зерен слабодеформированными и наблюдается рост гигантских кристаллов. Новые зерна не образуются.

При $\epsilon < \epsilon_{кр}$ процесс рекристаллизации не протекает.

При $\epsilon > \epsilon_{кр}$ процесс рекристаллизации протекает по рассмотренному выше механизму (см. рис. 4.12).

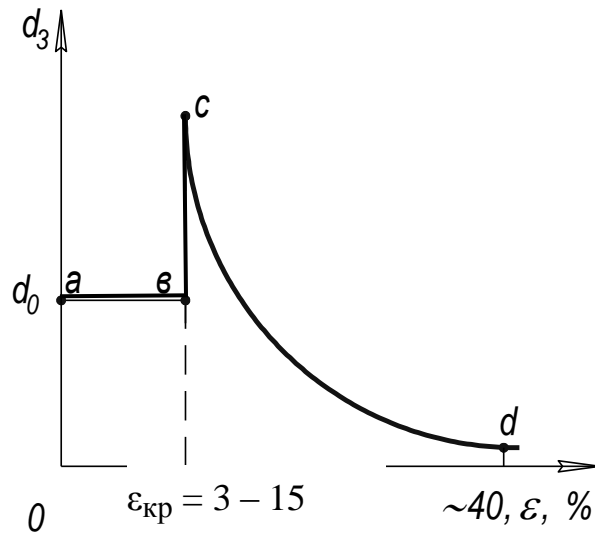


Рис. 4.13. Зависимость размера зерна d_3 , образующегося в результате первичной рекристаллизации, от степени предварительной деформации металла [1]

Увеличение размера зерна приводит к уменьшению предела текучести металла в соответствии с зависимостью Холла-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d_3}},$$

где σ_T – предел текучести, σ_0 и k – постоянные величины для данного металла, d_3 – диаметр зерна.

Следовательно, конструкционные металлы должны иметь мелкокристаллическую структуру. В то же время для магнитных материалов, например для технического железа, увеличение размера зерна приводит к увеличению магнитных характеристик.

В зависимости от температуры нагрева металла различают следующие виды обработки металла давлением (ковкой, штамповкой и др.):

– холодная или низкотемпературная обработка – деформация металла производится при $T < T_{пр}$. При этом виде обработки происходит упрочнение металла за счет протекания процесса наклепа;

– горячая или высокотемпературная обработка – деформация металла производится при $T > T_{пр}$. Здесь деформационного упрочнения металла не происходит, так как возникающий наклеп уничтожается протекающими процессами рекристаллизации.

Для Fe $t_{пр} = 452$ °С, следовательно, если температура его деформации $t_{деф} < 452$ °С, то обработка называется холодной, если $t_{деф} > 452$ °С – горячей.

Контрольные вопросы

1. Что такое ударная вязкость?
2. Что такое порог хладноломкости?
3. Что такое температура полухрупкости, запас вязкости?
4. Что такое усталость и выносливость?
5. Назовите параметры, оценивающие выносливость материала.
6. Что такое наклеп?
7. Что такое возврат и рекристаллизация?
8. Что такое температурный порог рекристаллизации?
9. Как влияет размер зерна металла на предел текучести?
10. Чем отличаются холодная и горячая обработки металла давлением?

5. СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ

5.1. Общие определения

Сплав – вещество, полученное сплавлением двух или более химических элементов. Сплав, полученной преимущественно из металлов, называется металлическим сплавом [1, 2, 5, 6].

Например, легированные стали – это сплавы Fe с различными металлами (Cr, Ni, W и др.), латунь – сплав Cu с Zn.

Фаза – однородная часть системы, отделенная от других частей системы (фаз) поверхностью раздела, при переходе через которую химический состав или строение вещества изменяются скачкообразно.

Компоненты сплава – простые вещества, образующие сплав. Следовательно, чистый металл представляет собой однокомпонентную систему, сплавов из двух металлов – двухкомпонентную и т. д.

Число степеней свободы (вариантность системы) – число внешних и внутренних факторов (температура, давление, концентрация), которые можно изменять без изменения числа фаз в системе.

Правило фаз или закон Гиббса представляет собой математическое выражение условия равновесия системы.

$$C = K - F + P,$$

где C – количество степеней свободы, K – количество компонентов сплава, F – количество фаз сплава, P – число внешних факторов.

Если $C = 0$, система называется невариантной, при $C = 1$ – монвариантной, при $C = 2$ – двухвариантной и т. д.

В металлургических процессах изменяют только один внешний фактор – температуру, поэтому $P = 1$, и правило фаз имеет вид:

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

Рассмотрим, как изменяется C в процессе охлаждения воды (рис. 5.1).

На участке кривой охлаждения $t = f(\tau)$ 0 - 1 происходит охлаждение воды в жидком состоянии, здесь $K = 1$ (вода), $F = 1$ (жидкая вода), $P = 1$ (температура), $C = 1 - 1 + 1 = 1$. Следовательно, при $t > 0$ °С температуру воды можно изменять в широких пределах без изменения числа фаз в системе, т.е. без замерзания воды.

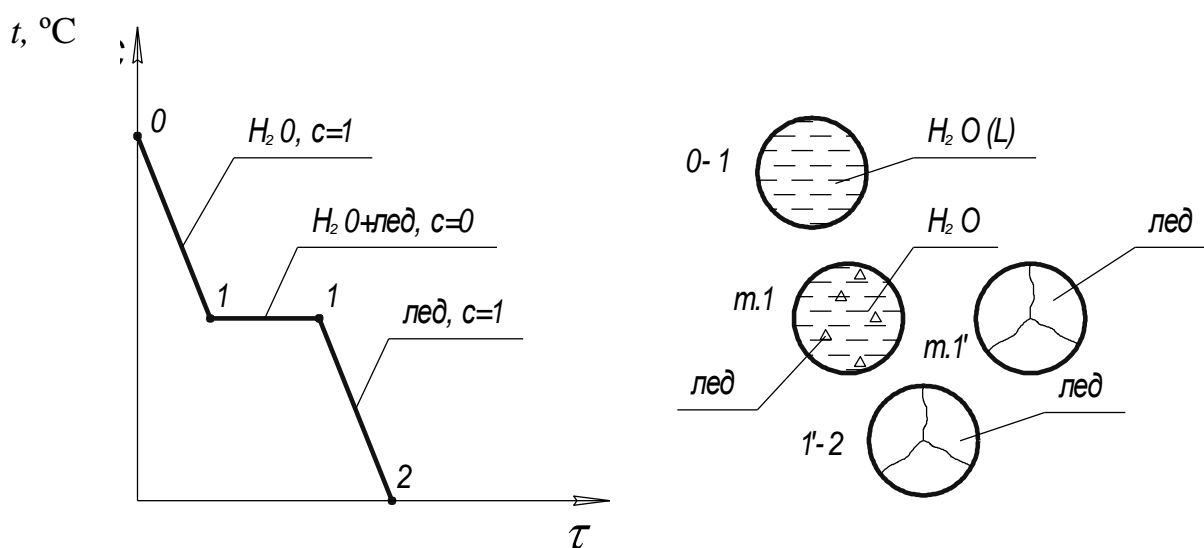


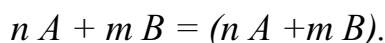
Рис. 5.1. Изменение фазового состава и количества степеней свободы в процессе замерзания воды

На участке кривой охлаждения 1–1' происходит замерзание воды, здесь $K = 1$ (вода), $F = 2$ (одновременно присутствуют жидкая вода и лед), $P = 1$ (температура), $C = 1 - 2 + 1 = 0$. Следовательно, при $t = 0 \text{ } ^\circ\text{C}$ температуру воды нельзя изменить без изменения количества фаз – если $t > 0 \text{ } ^\circ\text{C}$, то лед растает и система станет однофазной; если $t < 0 \text{ } ^\circ\text{C}$ – вода замерзнет и система также станет однофазной.

5.2. Типы сплавов

1. Сплавы «механические смеси» – это смеси кристаллов компонентов A и B с индивидуальными кристаллическими решетками.

Схема образования:

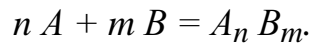


Признаки сплава:

- многофазный;
- компоненты сохраняют индивидуальные кристаллические решетки;
- кристаллизация протекает при постоянной температуре;
- компоненты не образуют химических соединений, взаимно не растворяются в твердом состоянии.

2. Сплавы «химические соединения» – образуются, когда компоненты вступают в химическое взаимодействие.

Схема образования:

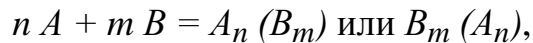


Признаки сплава:

- однофазный;
- имеет кристаллическую решетку, отличную от кристаллических решеток компонентов;
- кристаллизация протекает при постоянной температуре;
- определенное соотношение компонентов в соответствии с формулой $A_n B_m$, где $n, m = \text{const}$.

3. Сплавы «твердые растворы».

Схема образования:



где $A_n(B_m)$ – твердый раствор компонента B в компоненте A ;
 $B_m(A_n)$ – твердый раствор компонента B в компоненте A .

Признаки сплава:

- однофазный,
- имеет кристаллическую решетку компонента B или компонента A ;
- кристаллизация протекает в интервале температур;
- соотношение компонентов является переменной величиной, n, m – переменные;

3.1. Твердый раствор замещения – образуется путем частичной (ограниченный твердый раствор) или полной (неограниченный твердый раствор) замены ионов основного металла на ионы другого химического элемента (рис. 5.2).

Неограниченный твердый раствор образуется, если:

- компоненты изоморфны, т.е. имеют один тип кристаллической решетки;
- атомные радиусы компонентов различаются менее, чем на 10 – 15 % ($\Delta R \leq 10-15 \%$).

Неограниченный раствор образуют, например, Au и Ag (К12; $\Delta R = 2 \%$); Mo и W (К8; $\Delta R = 10 \%$).

Ограниченный твердый раствор образуется если:

- компоненты имеют разные типы кристаллических решеток;
- $\Delta R > 10 - 15 \%$.

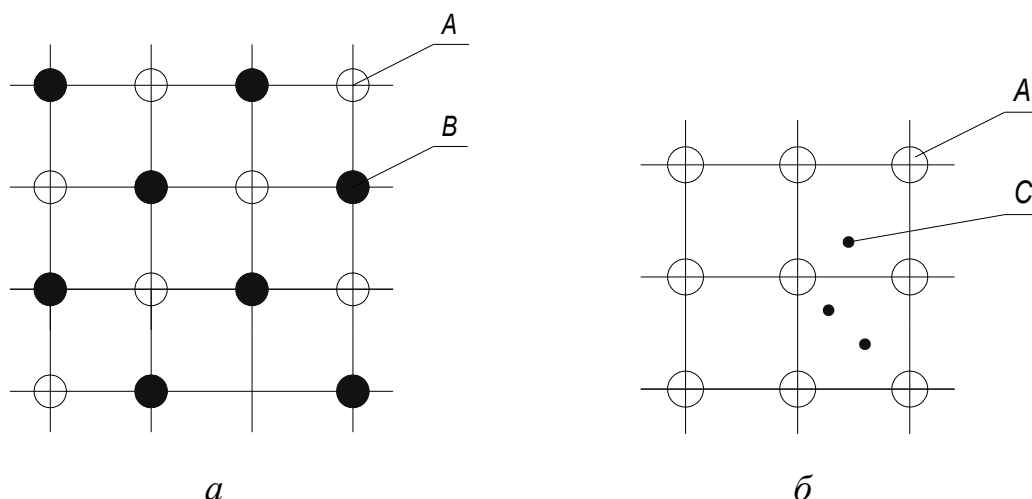


Рис. 5.2. Твердые растворы:
a – упорядоченный твердый раствор замещения; *б* – твердый раствор внедрения;
A – растворитель; *B*, *C* – растворяемое вещество

3.2. Твердый раствор внедрения. В таких растворах ионы или атомы растворенного вещества располагаются в междоузельном пространстве кристаллической решетки основного вещества (растворителя) (рис. 5.2).

Растворы внедрения образуют химические элементы с малыми атомными радиусами – O, H, N, C, B и др.

3.3. Упорядоченный твердый раствор характеризуется определенным порядком распределения частиц растворенного вещества (*A*) в растворителе (*B*) (см. рис. 5.2).

3.4. Неупорядоченный твердый раствор характеризуется беспорядочным распределением частиц растворенного вещества (*A*) в растворителе (*B*).

5.3. Диаграммы состояния сплавов

Диаграмма состояния сплава – графическое изображение состояния сплава в зависимости от его температуры и состава [1, 2, 5, 6].

Диаграмма состояния показывает устойчивые (равновесные) состояния сплава, обладающие минимумом свободной энергии F при данных условиях. Поэтому диаграмму состояния также называют диаграммой равновесия.

5.3.1. Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Диаграмму состояния для сплава, состоящего из двух компонентов A и B , строят в координатах «температура – состав сплава» (рис. 5.3).

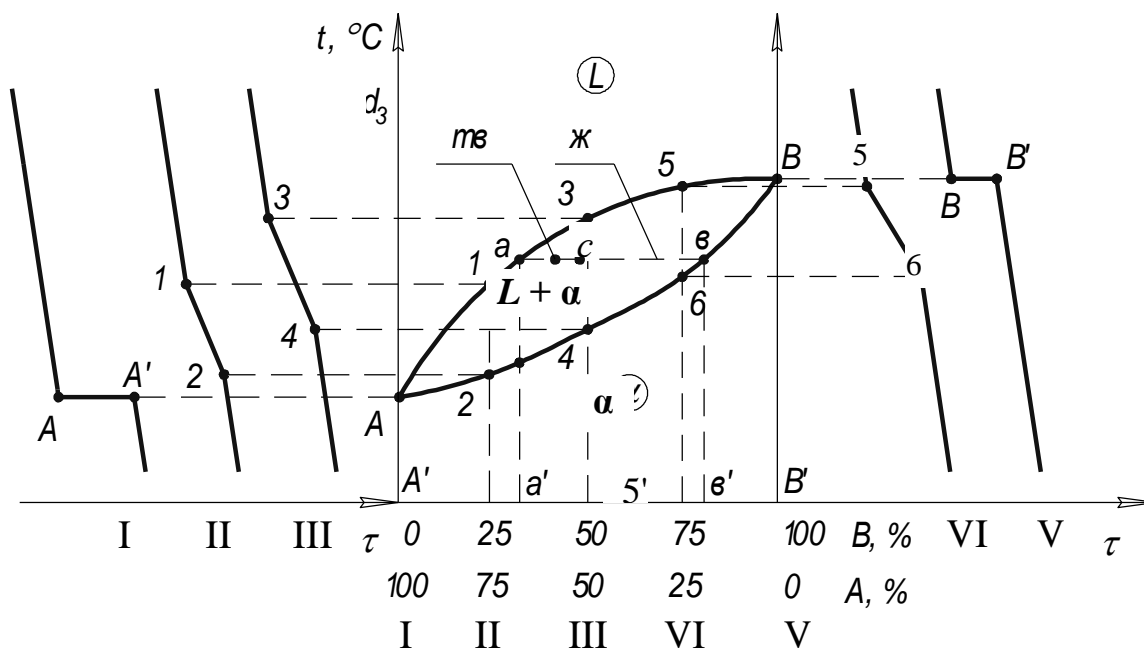


Рис. 5.3. Диаграмма сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии [1]

Точке A' на горизонтальной оси диаграммы соответствует 100 %-ый компонент A , точке B' 100 % – ый компонент B , промежуточные точки соответствуют сплавам различного состава. Например, в т. $5'$ сплав имеет следующий состав – 25 % A и 75 % B .

Процесс построения диаграммы включает следующие этапы.

1. Построение кривых охлаждения компонентов сплава и нескольких сплавов различного состава, например, 100 % A , 25 % B – 75 % A , 50 % B – 50 % A , 75 % B – 25 % A и 100 % B .

Кривыми охлаждения называются зависимости изменения температуры сплава в процессе кристаллизации $t = f(\tau)$. Кривые охлаждения строят различными экспериментальными методами, например, методами термического или дилатометрического анализа.

2. Определение температур начала и конца кристаллизации сплавов и компонентов (критических точек) по кривым охлаждения.

Компоненты сплава кристаллизуются при постоянной температуре: горизонтальная площадка $A-A'$ на кривой охлаждения компонента A определяет его $t_{\text{кр}}$, площадка $B-B'$ – $t_{\text{кр}}$ компонента B .

Сплавы кристаллизуются в интервале температур: точки 1, 3, 5 соответствуют температурам начала кристаллизации сплавов, а точки 2, 4, 6 – температурам конца кристаллизации.

3. Перенос критических точек на поле диаграммы.

4. Точки начала кристаллизации соединяют одной линией и получают линию «ликвидус» ($A3B$); точки конца кристаллизации соединяют другой линией и получают линию «солидус» ($A4B$).

Рассмотрим фазы сплава:

– L – жидкий сплав;

– α – неограниченный твердый раствор компонентов.

Выше линии «ликвидус» сплав находится в жидком состоянии, ниже линии «солидус» – в твердом состоянии. Между линиями «ликвидус» и «солидус» сплав двухфазный – $L + \alpha$.

5.3.2. Правило отрезков

Правило отрезков позволяет определить состав и количество фаз в двухфазной области диаграммы равновесия.

1. Чтобы определить состав фаз, через точку, характеризующую состояние сплава, проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями, ограничивающими данную область. Проекции точек пересечения на ось концентраций показывают состав фаз.

Для произвольной т. c (рис. 5.4) имеем: состав жидкой фазы определяет проекция т. a на ось концентраций – т. a' , состав твердой фазы определяет проекция т. b на ось концентраций – т. b' .

2. Отрезки между заданной точкой и точками, определяющими состав фаз, обратно пропорциональны количеству фаз.

Количество жидкой фазы определяется как:

$$Q_{\text{ж}} = \frac{bc}{ab} \cdot 100, \%$$

а количество твердой фазы:

$$Q_{\text{тв}} = \frac{ac}{ab} \cdot 100, \%$$

5.3.3. Дендридная ликвация

Дендридной ликвацией называется неоднородность химического состава кристалла по его сечению.

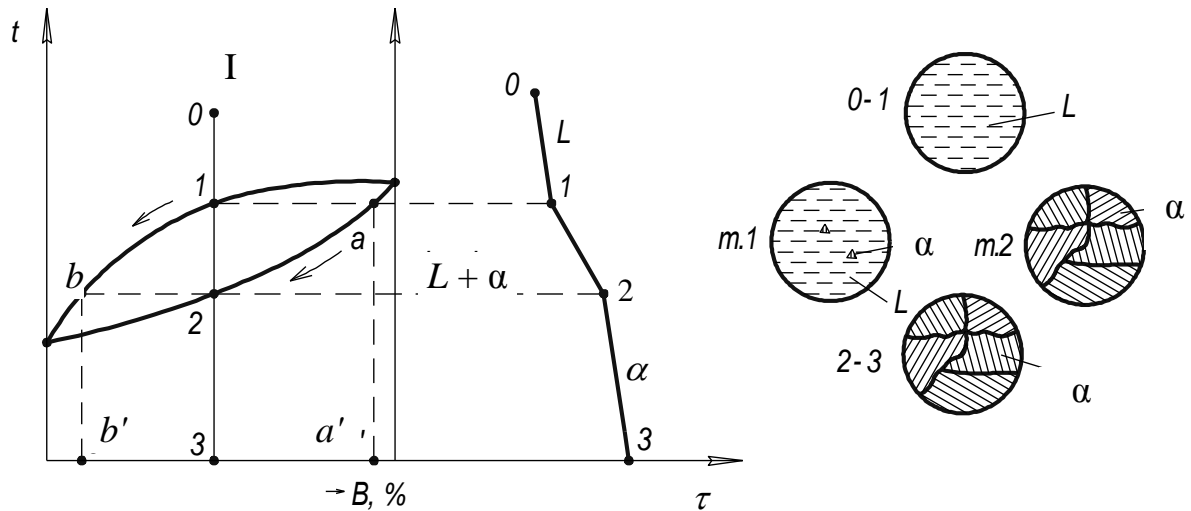


Рис. 5.4. К понятию «ликвация»

В процессе кристаллизации сплава *I* (рис. 5.4) протекают следующие процессы:

- участок 0–1 – охлаждение жидкого сплава (L);
- точка 1 – начало кристаллизации сплава; состав твердой фазы α определяется точкой a' , состав жидкой фазы – точкой 3;
- участок 1–2 – кристаллизация сплава, здесь сплав двухфазный – $L + \alpha$;
- точка 2 – конец кристаллизации сплава; состав твердой фазы α определяется точкой 3, состав жидкой фазы – точкой b' ;
- участок 2–3 – охлаждение твердого сплава (α).

Таким образом, в процессе кристаллизации изменяются составы фаз. Состав твердой фазы изменяется по кривой $a2$, состав жидкой фазы – по кривой $1b$. В начале кристаллизации сплав обогащен тугоплавким компонентом B , в конце кристаллизации – легкоплавким компонентом A . В результате этого образовавшийся кристалл имеет неоднородное строение – в центре он обогащен компонентом B , а на поверхности – компонентом A .

5.3.4. Диаграмма состояния сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов

Диаграмма представлена на рис. 5.5.

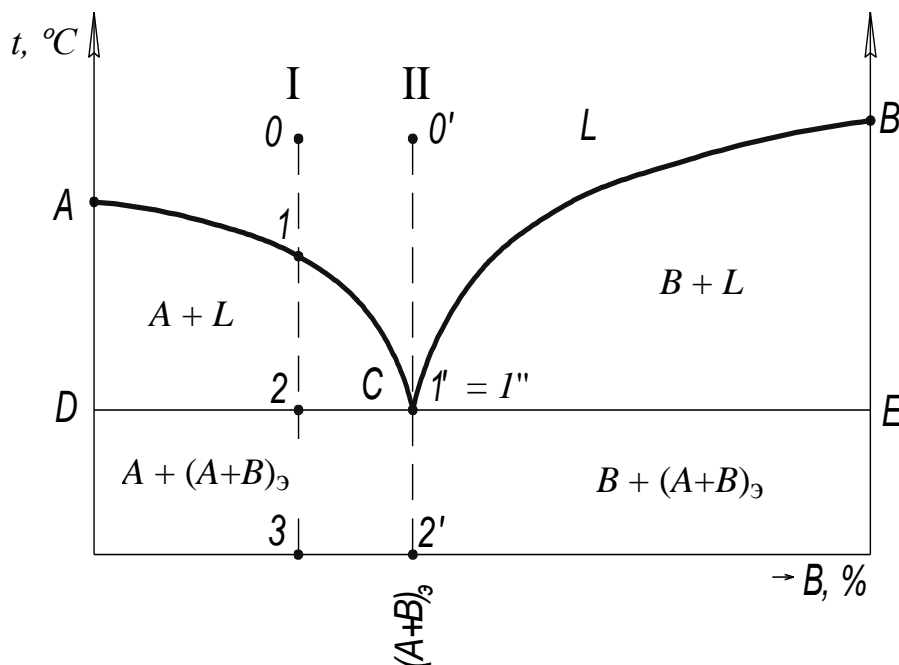


Рис. 5.5. Диаграмма состояния сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов [1]

Компоненты сплава – A и B .

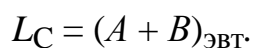
Фазы: – жидкий сплав L , твердые кристаллы A , твердые кристаллы B .

Характерные точки: точки A и B – температуры плавления компонентов A и B , соответственно; – точка C – эвтектическая точка.

Сплав, соответствующий точке C , называется эвтектическим (в переводе с греческого означает легкоплавящийся). Эвтектический сплав имеет минимальную температуру плавления среди всех сплавов, состоящих из данных компонентов. Ниже точки C кристаллизуется эвтектика.

Эвтектика – механическая смесь двух (A и B) кристаллических фаз, одновременно кристаллизующихся из жидкости.

Реакция образования эвтектики может быть записана как



Характерные линии: ACB – линия ликвидус; DCE – линия солидус.

Фазовый состав областей:

- выше линии ACB – сплав однофазный (жидкость L);
- в области ACD – сплав двухфазный ($L + A$);
- в области CBE – сплав двухфазный ($L + B$);
- ниже линии DCE – сплав двухфазный – $A + B$, при этом ниже точки C кристаллизуется эвтектика $(A + B)_{\text{эвт}}$; ниже линии DC сплав имеет состав $A_{\text{ТВ}} + (A_{\text{ТВ}} + B_{\text{ТВ}})_{\text{эвт}}$; ниже линии CE – $B_{\text{ТВ}} + (A + B)_{\text{эвт}}$.

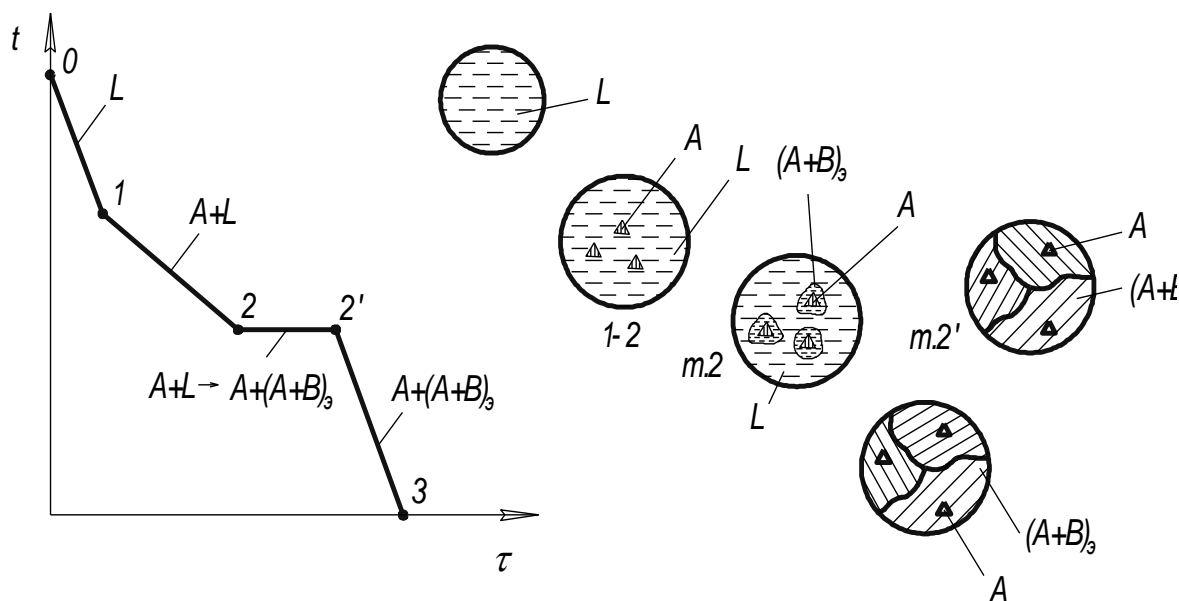
Рассмотрим кристаллизацию некоторых сплавов.

1. Доэвтектический сплав (рис. 5.6, а):

- участок 0–1 – охлаждение жидкого сплава (L);
- участок 1–2 – кристаллизация компонента A ;
- участок 2–2' – кристаллизация эвтектики $(A + B)_{\text{эвт}}$;
- участок 2'–3 – охлаждение твердого сплава $A + (A + B)_{\text{эвт}}$.

II. Эвтектический сплав (рис. 5.6, б):

- участок 0–1' – охлаждение жидкого сплава (L);
- участок 1'–1'' – кристаллизация эвтектики $(A + B)_{\text{эвт}}$;
- участок 1''–2' – охлаждение эвтектики $(A + B)_{\text{эвт}}$.



а

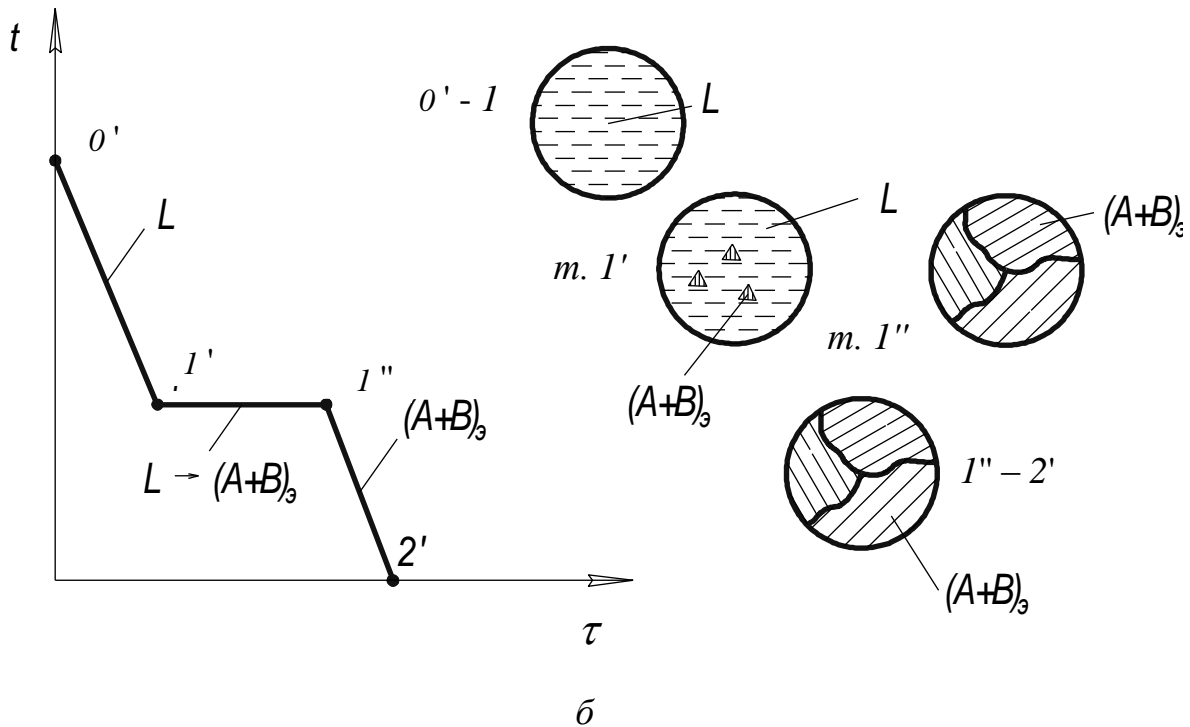


Рис. 5.6. Изменение структуры доэвтектического (а) и эвтектического (б) сплавов в процессе кристаллизации

5.3.5. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Диаграмма представлена на рис. 5.7.

Компоненты сплава – A и B .

Фазы: – L (жидкий сплав), α (твердый раствор компонента B в компоненте A), β (твердый раствор компонента A в компоненте B).

Характерные точки:

– точки A и B – температуры плавления компонентов A и B , соответственно;

– точка E – эвтектическая точка;

– точка D – точка максимальной растворимости компонента B в компоненте A при температуре, соответствующей линии CD ;

– точка F – точка минимальной растворимости компонента B в компоненте A при нормальной температуре.

Характерные линии:

– AEB – линия ликвидус;

– $ADECB$ – линия солидус;

– FD – линия предельной растворимости компонента B в компоненте A ;

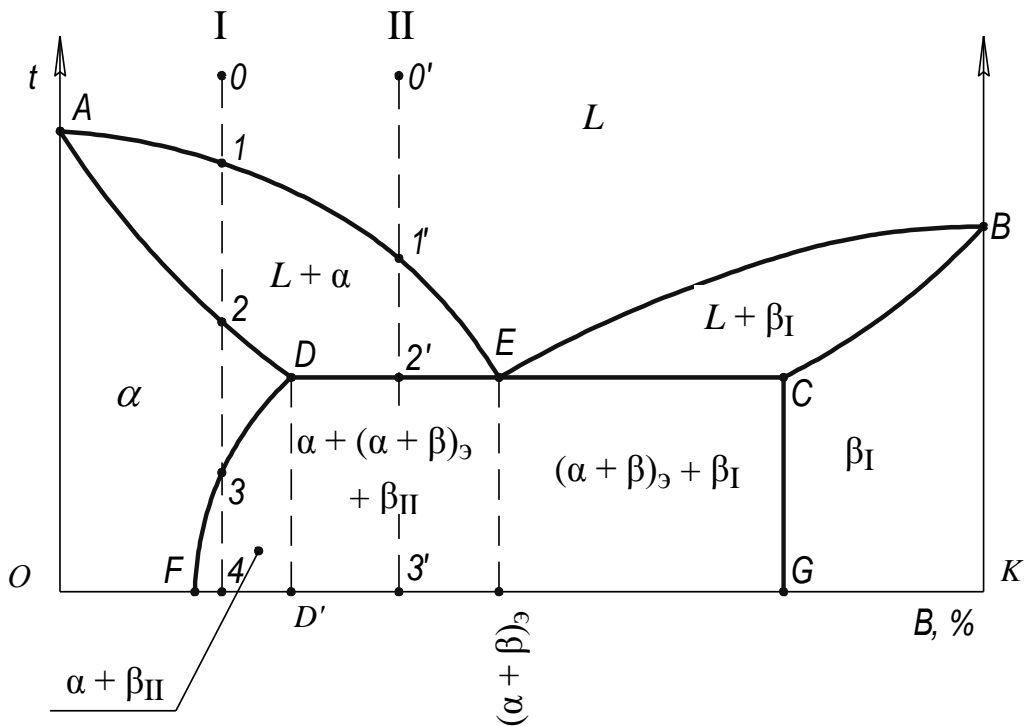


Рис. 5.7. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии [1]

– ниже линии FD протекает процесс вторичной кристаллизации, т.е. процесс образования новой кристаллической фазы в твердой фазе – из фазы α происходит выделение компонента B с образованием вторичного твердого раствора β_{II} ;

– CG – линия предельной растворимости компонента A в компоненте B ; максимальная растворимость компонента A в компоненте B не зависит от температуры и определяется точкой G ;

– DEC – линия эвтектического превращения по реакции:

$$L_E = (\alpha + \beta)_{\text{эвт.}}$$

Фазовый состав областей:

– ADE – $L + \alpha$;

– EBC – $L + \beta_I$;

– $AOFD$ – α ;

– $CBKG$ – β_I ;

– $FDECG$ – двухфазная область, здесь присутствуют только две фазы – α и β ; при этом ниже т. E кристаллизуется эвтектика $(\alpha + \beta)_{\text{эвт.}}$, ниже линии

DF сплав имеет состав $\alpha + \beta_{II}$; ниже линии $DE - \alpha + \beta_{II} + (\alpha + \beta)_{эвт}$, ниже линии $EC - \beta_I + (\alpha + \beta)_{эвт}$.

Рассмотрим кристаллизацию некоторых сплавов.

I. Сплав со вторичной кристаллизацией (рис. 5.8):

- участок $0-1$ – охлаждение жидкого сплава (L);
- участок $1-2$ – кристаллизация α ;
- участок $2-3$ – охлаждение α ;
- участок $3-4$ – кристаллизация β_{II} и охлаждение сплава.

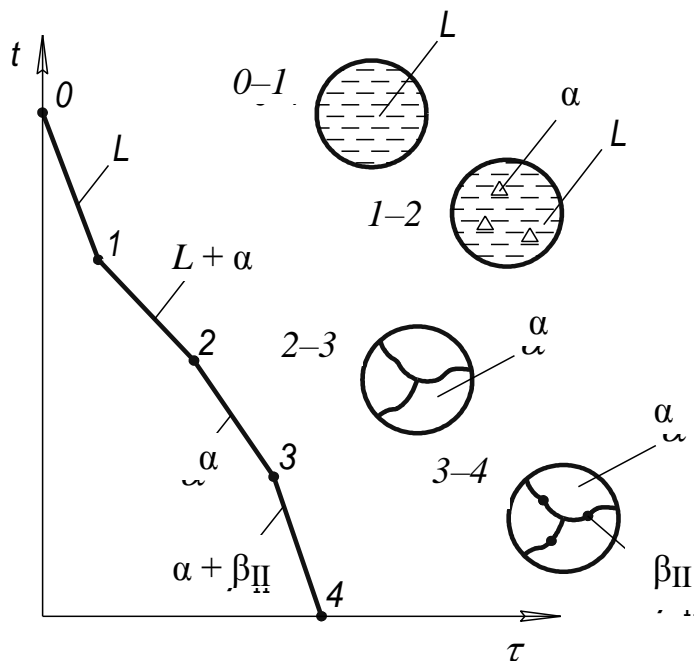


Рис. 5.8. Изменение структуры сплава со вторичной кристаллизацией в процессе охлаждения

II. Доэвтектический сплав (рис. 5.9):

- участок $0'-1'$ – охлаждение жидкого сплава (L);
- участок $1'-2'$ – кристаллизация α ;
- участок $2'-2''$ – кристаллизация эвтектики $(\alpha + \beta)_{эвт}$;
- участок $2''-3'$ – кристаллизация β_{II} и охлаждение сплава.

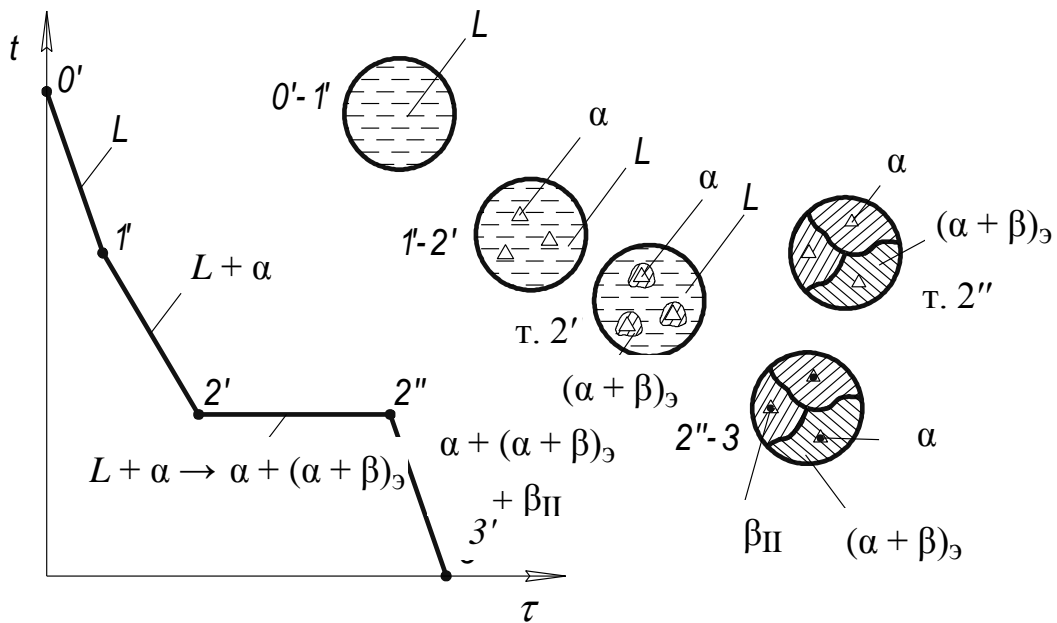


Рис. 5.9. Изменение структуры доэвтектического сплава в процессе охлаждения

5.3.6. Диаграмма сплава с устойчивым химическим соединением (не разлагающимся при плавлении)

Диаграмма представлена на рис. 5.10.

Компоненты сплава – A и B .

Фазы:

- L – жидкий сплав компонентов A и B и химического соединения A_nB_m ;
- компонент A ;
- химическое соединение A_nB_m ;

или

- L – жидкий сплав компонентов A и B и химического соединения A_nB_m ;
- компонент B ;
- химическое соединение A_nB_m ;

Характерные точки:

- точки A и B – температуры плавления компонентов A и B , соответственно;
- точка C – температура плавления химического соединения A_nB_m ;
- точка E_1 – точка кристаллизации эвтектики ($A + A_nB_m$);
- точка E_2 – точка кристаллизации эвтектики ($B + A_nB_m$).

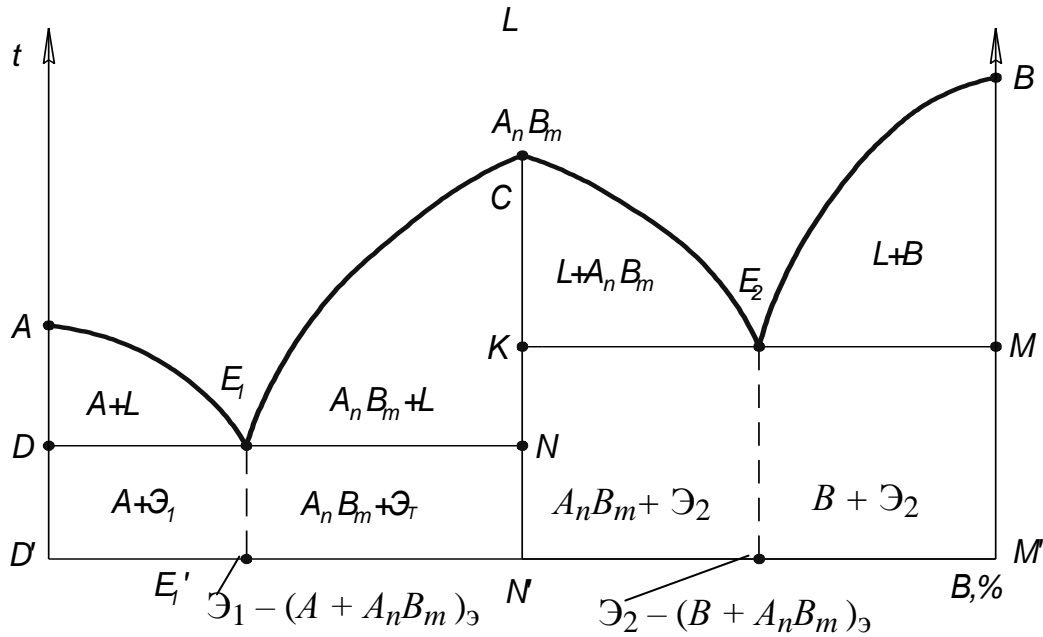


Рис. 5.10. Диаграмма сплава с устойчивым химическим соединением [1]

Характерные линии:

- AE_1CE_2B – линия ликвидус;
- DE_1NKE_2M – линия солидус;
- DE_1M – линия эвтектического превращения $L \rightarrow (A + A_nB_m)$;
- KE_2M – линия эвтектического превращения $L \rightarrow (B + A_nB_m)$;

Фазовый состав областей:

- выше линии солидус сплав двухфазный – $L + A, B$ или A_nB_m ;
- ниже линии солидус сплав двухфазный: в области $D'DNN'$ – $A + A_nB_m$, в области $N'KMM'$ – $B + A_nB_m$.

5.3.7. Правило Курнакова

Правило Курнакова устанавливает связь между видом диаграммы состояния и характером изменения свойств сплава в зависимости от его состава (рис. 5.11).

Для сплавов, имеющих диаграмму I-го рода (рис. 5.11), свойства в зависимости от состава изменяются линейно (аддитивно). Например, предел прочности двухкомпонентного сплава σ_B может быть вычислен по выражению:

$$\sigma_B = a_A \sigma_A + b_B \sigma_B,$$

где a_A и b_B – доли компонентов A и B в сплаве, σ_A и σ_B – пределы прочности компонентов A и B , соответственно.

Свойства сплавов находятся между значениями свойств компонентов.

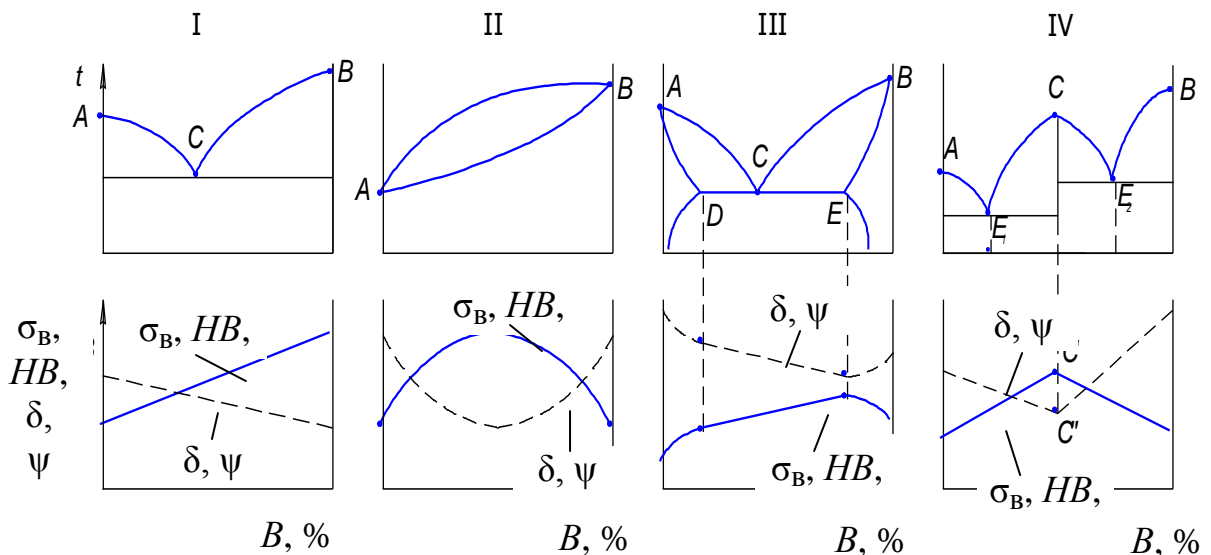


Рис. 5.11. Закономерности Курнакова

Для сплавов, имеющих диаграмму II-го рода, свойства в зависимости от состава изменяются с экстремумом. Свойства сплавов могут быть выше или ниже свойств компонентов.

Для сплавов III-го рода на участках растворимости компонентов наблюдается нелинейная зависимость свойств от состава, на участке механических смесей зависимость имеет линейный характер.

Для сплавов IV-го рода зависимость состав – свойства имеет резкий перелом в особой (сингулярной) точке C . Свойства сплавов могут быть выше или ниже свойств компонентов.

Контрольные вопросы

1. Что такое сплав?
2. Дайте определение фазы сплава.
3. Как формулируется правило фаз или закон Гиббса?
4. Какие типы сплавов Вы знаете?
5. Что такое диаграмма состояния сплава?
6. Какую диаграмму равновесия имеют сплавы с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии?
7. Какую диаграмму равновесия имеют сплавы с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии?
8. Какую диаграмму равновесия имеют сплавы с компонентами, образующими механические смеси в твердом состоянии?
9. Какую диаграмму равновесия имеют сплавы с компонентами, образующими устойчивые химические соединения.
10. Как определяется состав и количество фаз в двухфазной области диаграммы равновесия?
11. Что показывают закономерности Курнакова?

6. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВА «ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД»

Диаграмма (рис. 6.1) позволяет определить равновесный фазовый состав железоуглеродистых сплавов (сталей и чугунов) в зависимости от содержания углерода и температуры [1].

Диаграммой руководствуются при назначении оптимальных режимов термической обработки деталей из углеродистых сталей, а также режимов изготовления заготовок и деталей методамиковки, штамповки, литья и сварки.

6.1. Компоненты сплава, фазы, двухфазные структуры, характерные точки и линии диаграммы

Компоненты сплава – железо Fe и углерод C.

В чугунах углерод может находиться в свободном состоянии в форме графита, в химически связанном состоянии в виде цементита Fe_3C и в виде твердого раствора в Fe_α . В сталях углерод находится в виде Fe_3C и в виде твердых растворов в Fe_α и Fe_γ .

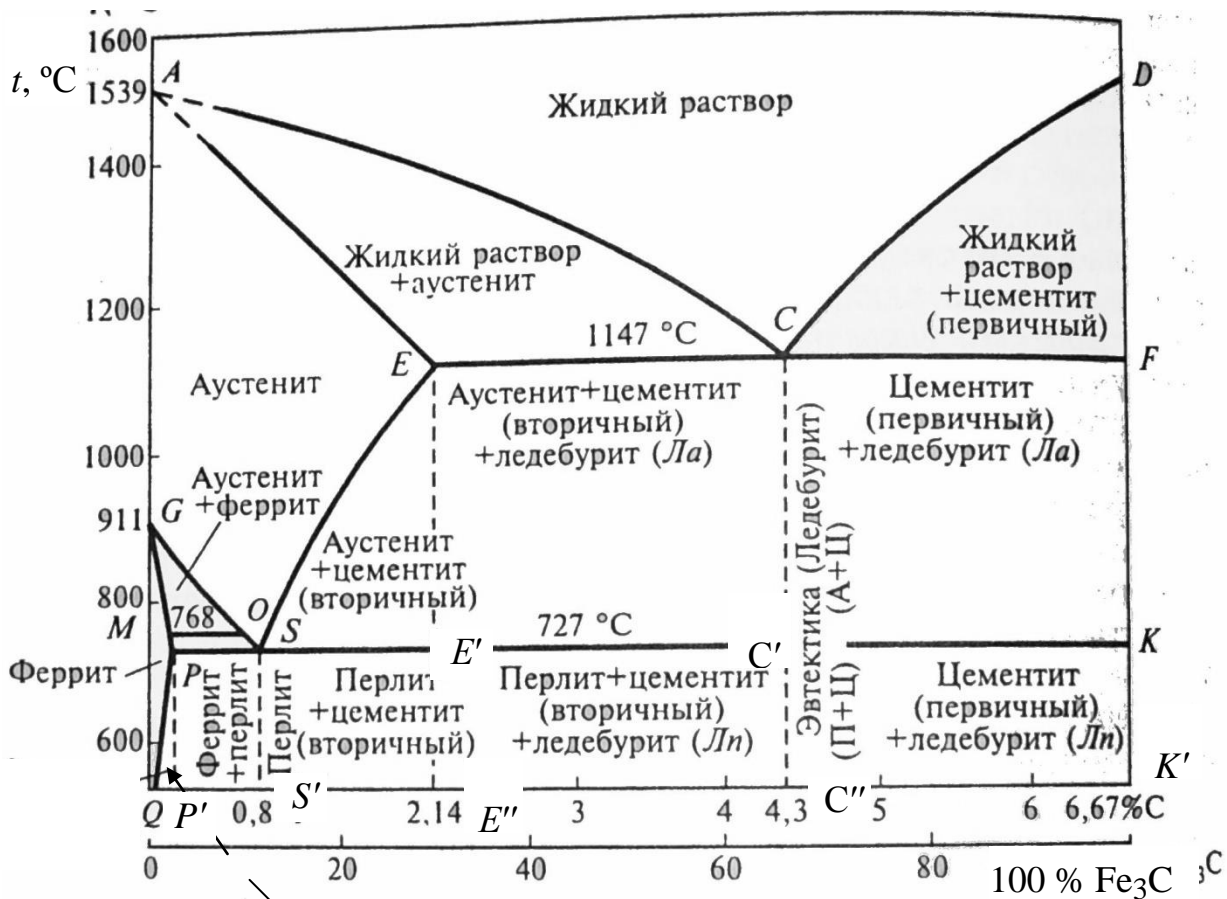
Графит имеет слоистую структуру (рис. 6.2, а), цементит – сложную ромбоэдрическую кристаллическую решетку (рис. 6.2, б).

Свойства компонентов приведены в табл. 6.1.

Фазы сплава:

1. Жидкий сплав (L).
2. Феррит (α) – твердый раствор внедрения углерода в α – железе. Свойства приведены в табл. 6.1. Имеет ОЦК– кристаллическую решетку.

Область существования феррита – GPQ . При увеличении температуры максимальная растворимость углерода в α –железе увеличивается в соответствии с линией PQ : при нормальной температуре ($20\text{ }^\circ\text{C}$) растворимость C в Fe_α составляет 0,006 % (т. Q); при $t = 727\text{ }^\circ\text{C}$ – 0,02 % (т. P).



Феррит + цементит (третичный)

Рис. 6.1. Диаграмма состояния железоуглеродистых сплавов [4]

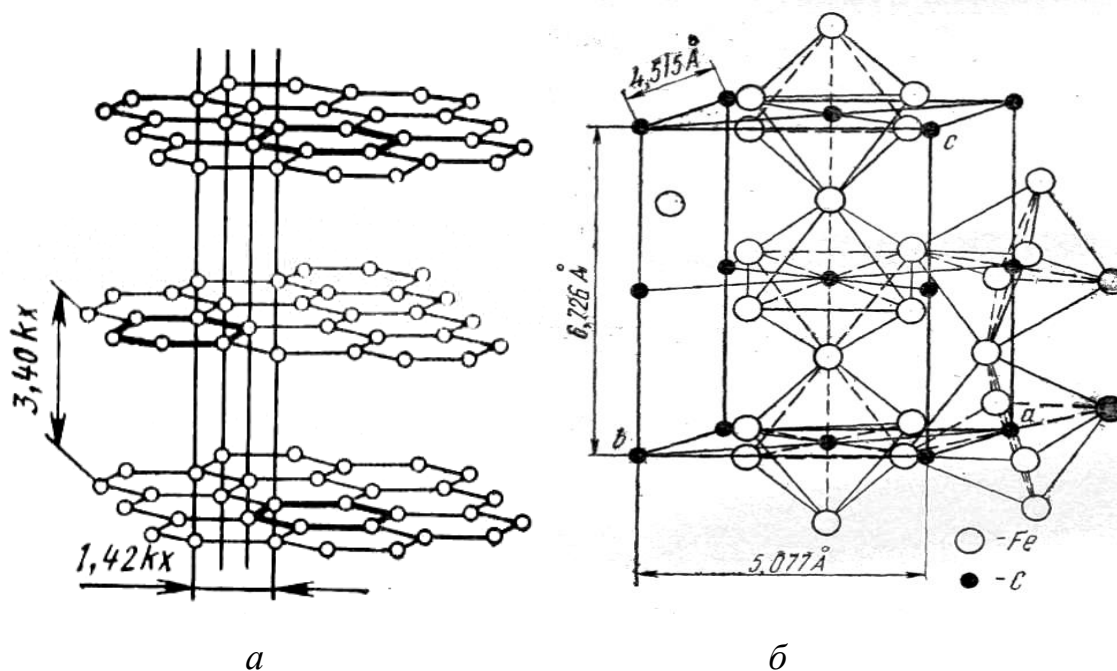


Рис. 6.2. Кристаллическое строение графита (а) и цементита (б) [1, 2]

Линия PQ называется линией предельной растворимости углерода в феррите.

Таблица 6.1

Некоторые свойства структурных составляющих
железоуглеродистых сплавов

Компоненты, фазы и двухфазные структуры	$t_{пл}, ^\circ\text{C}$	$HV, \text{МПа}$	$\delta, \%$
Железо (Fe)	1539	800	40
Графит	3500	30	–
α (феррит)	–	900	40
γ (аустенит)	–	1600	60
Fe_3C (цементит)	1250	8000	–
Перлит ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$)	–	2000	10
Ледебурит [[$\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$] + Fe_3C]	1147	6000	1

3. Аустенит (γ) (структура имеет название от фамилии английского металловеда Роберта Остена) – твердый раствор внедрения углерода в γ –железе. Свойства приведены в табл. 6.1. Имеет ГЦК–кристаллическую решетку. Область существования – $AESG$. При увеличении температуры максимальная растворимость углерода в γ –железе увеличивается в соответствии с линией ES :

- при $t = 727 ^\circ\text{C}$ максимальная растворимость составляет 0,8 % (т. S);
- при $t = 1147 ^\circ\text{C}$ - 2,14 % (т. E).

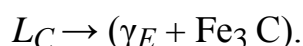
Линия SE называется линией предельной растворимости углерода в аустените.

4. Цементит (Fe_3C) – химическое соединение Fe и C. Свойства приведены в табл. 6.1.

Характерные точки диаграммы:

- точка A – температура плавления Fe ($1539 ^\circ\text{C}$);
- точка D – температура плавления Fe_3C ($1250 ^\circ\text{C}$);
- точка G – температура перехода Fe_α в Fe_γ ($911 ^\circ\text{C}$);
- точка C – эвтектическая точка.

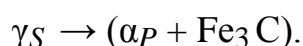
Сплав, отвечающий т. C , имеет минимальную температуру плавления ($1147\text{ }^{\circ}\text{C}$) и называется эвтектическим (что в переводе с греческого означает наиболее легко плавящийся сплав). В этой точке протекает эвтектическое превращение – из жидкого сплава состава т. C одновременно кристаллизуются две твердые кристаллические фазы – аустенит, имеющий состав т. E и цементит:



Механическая смесь аустенита и цементит называется ледебурит (табл. 6.1).

– Точка S – эвтектоидная точка.

Сплав, отвечающий т. S , называется эвтектоидным сплавом. В т. S протекает эвтектоидное превращение – из аустенита состава т. S одновременно кристаллизуются две твердые фазы – феррит, имеющий состав т. P , и цементит:



Механическая смесь феррита и цементита носит название перлит (табл. 6.1).

Характерные линии диаграммы:

– ACD – линия ликвидус;

– $AECF$ – линия солидус;

– ECF – линия эвтектического превращения: $L_C \rightarrow (\gamma_E + \text{Fe}_3\text{C})$;

– PSK – линия эвтектоидного превращения: $\gamma_S \rightarrow (\alpha_P + \text{Fe}_3\text{C})$.

6.2. Виды цементита

Первичный цементит (Fe_3C_I) кристаллизуется из жидкого сплава (L) при охлаждении ниже линии CD .

Вторичный цементит (Fe_3C_{II}) кристаллизуется из аустенита при охлаждении сплава ниже линии SE ввиду уменьшения растворимости углерода в Fe_γ .

Третичный цементит ($\text{Fe}_3\text{C}_{III}$) кристаллизуется из феррита при охлаждении сплава ниже линии QP ввиду уменьшения растворимости углерода в Fe_α .

6.3. Фазовый состав областей диаграммы

$ACE - L + \gamma$;

$CDF - L + Fe_3 C$;

$GPS - \alpha + \gamma$;

$QPP^I - \alpha + Fe_3 C_{III}$;

$PP^I SS^I - \alpha + (\alpha + Fe_3 C)$;

$SS^I E^I E^{II} - (\alpha + Fe_3 C) + Fe_3 C_{II}$

$SEE^I - \gamma + Fe_3 C_{II}$;

$ECC^I E^I - \gamma + (\gamma + Fe_3 C) + Fe_3 C_{II}$;

$E^I E^{II} C^I C^{II} - (\alpha + Fe_3 C) + [(\alpha + Fe_3 C) + Fe_3 C] + Fe_3 C_{II}$;

$CC^I FK - (\gamma + Fe_3 C) + Fe_3 C_I$;

$C^I C^{II} KK^I - [(\alpha + Fe_3 C) + Fe_3 C] + Fe_3 C_I$.

6.4. Классификация сталей и чугунов по диаграмме «железо–углерод»

Классификация сталей и чугунов по диаграмме «железо-углерод» приведена в табл. 6.2.

Таблица 6.2

Классификация сталей и чугунов

Содержание углерода, %	Наименование материала
< 0,02	технически чистое железо
0,02–0,8	доэвтектоидная сталь
0,8	эвтектоидная сталь
0,8–2,14	заэвтектоидная сталь
2,14–4,3	доэвтектический чугун
4,3	эвтектический чугун
4,3–6,67	заэвтектический чугун

Рассмотрим кристаллизацию некоторых сплавов.

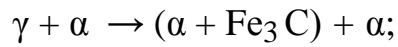
I. Доэвтектоидный сплав (рис. 6.3):

– участок 0–1 – охлаждение жидкого сплава (L);

– участок 1–2 – кристаллизация аустенита: $L \rightarrow L + \gamma$;

– участок 2–3 – охлаждение аустенита (γ);

- участок 3–4 – кристаллизация феррита из аустенита: $\gamma \rightarrow \gamma + \alpha$;
- участок 4–4¹ – изотермическое превращение аустенита в перлит:



- участок 4¹–5 – охлаждение структуры $(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \alpha$;

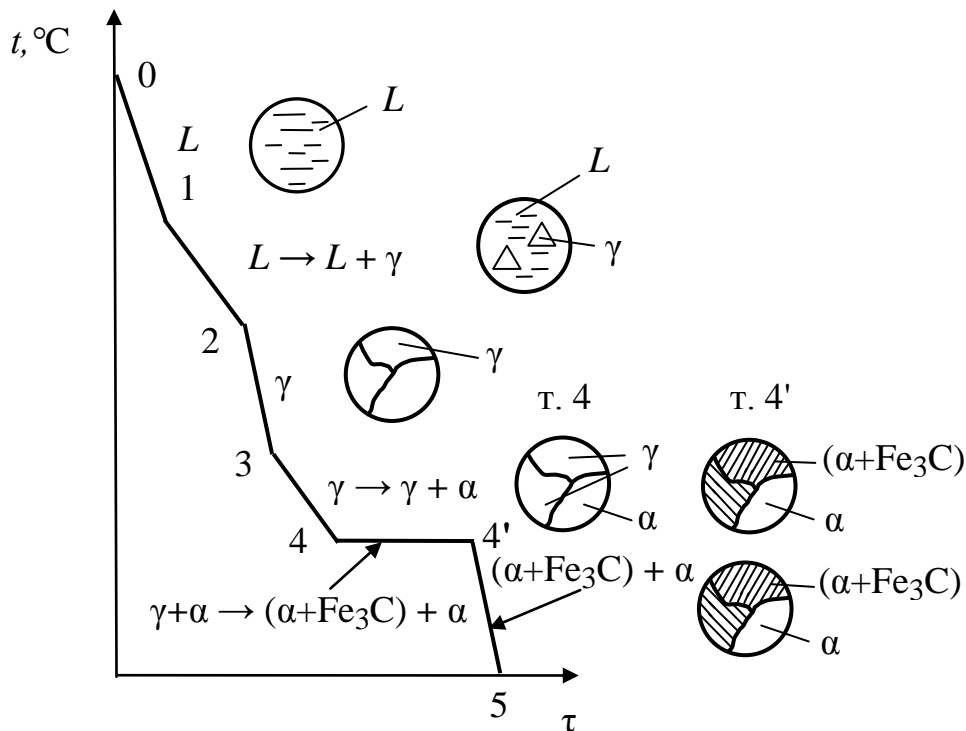
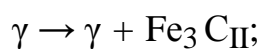


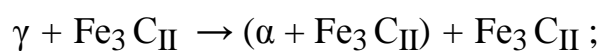
Рис. 6.3. Изменение структуры доэвтектоидного сплава в процессе охлаждения

II. Заэвтектоидный сплав (рис. 6.4):

- участок 0–1 – охлаждение жидкого сплава (L);
- участок 1–2 – кристаллизация аустенита: $L \rightarrow L + \gamma$;
- участок 2–3 – охлаждение аустенита (γ);
- участок 3–4 – кристаллизация вторичного цементита из аустенита:



- участок 4–4¹ – изотермическое превращение аустенита в перлит:



– участок 4¹–5 – охлаждение структуры $(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}) + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$.

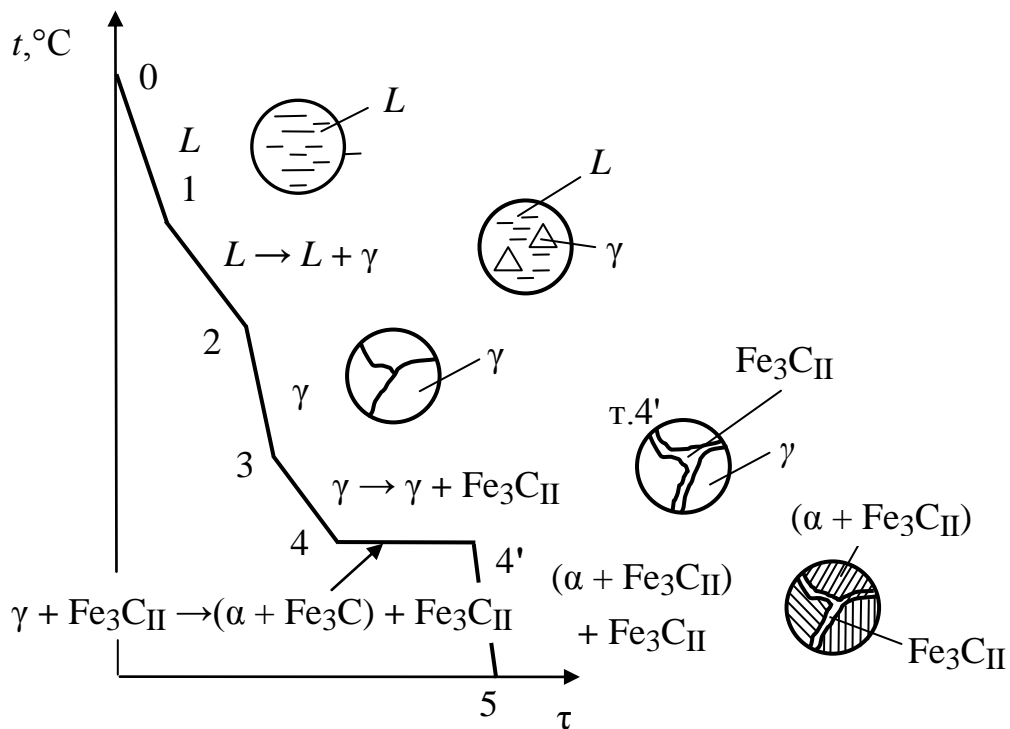


Рис. 6.4. Изменение структуры заэвтектоидного сплава в процессе охлаждения

Контрольные вопросы

1. Каково назначение диаграммы состояния сплава «железо-углерод»?
2. Назовите фазы сплава «железо-углерод», дайте их определение и укажите свойства.
3. Какие кристаллические решетки имеют феррит, аустенит, графит и цементит?
4. Назовите характерные точки диаграммы «железо-углерод». Что они показывают?
5. Назовите характерные линии диаграммы «железо-углерод». Что они показывают?
6. В чем различие эвтектического и эвтектоидного превращений в железоуглеродистых сплавах?

7. ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Термической обработкой называется совокупность операций нагрева, изотермической выдержки и охлаждения металлических сплавов, находящихся в твердом состоянии с целью изменения их внутреннего строения и создания за счет этого необходимых механических или магнитных свойств [1–8, 11–15].

7.1. Превращения в сталях при нагреве и медленном охлаждении

Рассмотрим стальную часть диаграммы Fe – C (рис. 7.1). На диаграмме линия *PCK* называется линией критических температур A_{c1} , линия *GS* – линией критических температур A_{c3} , линия *SE* – линией критических температур A_{cm} .

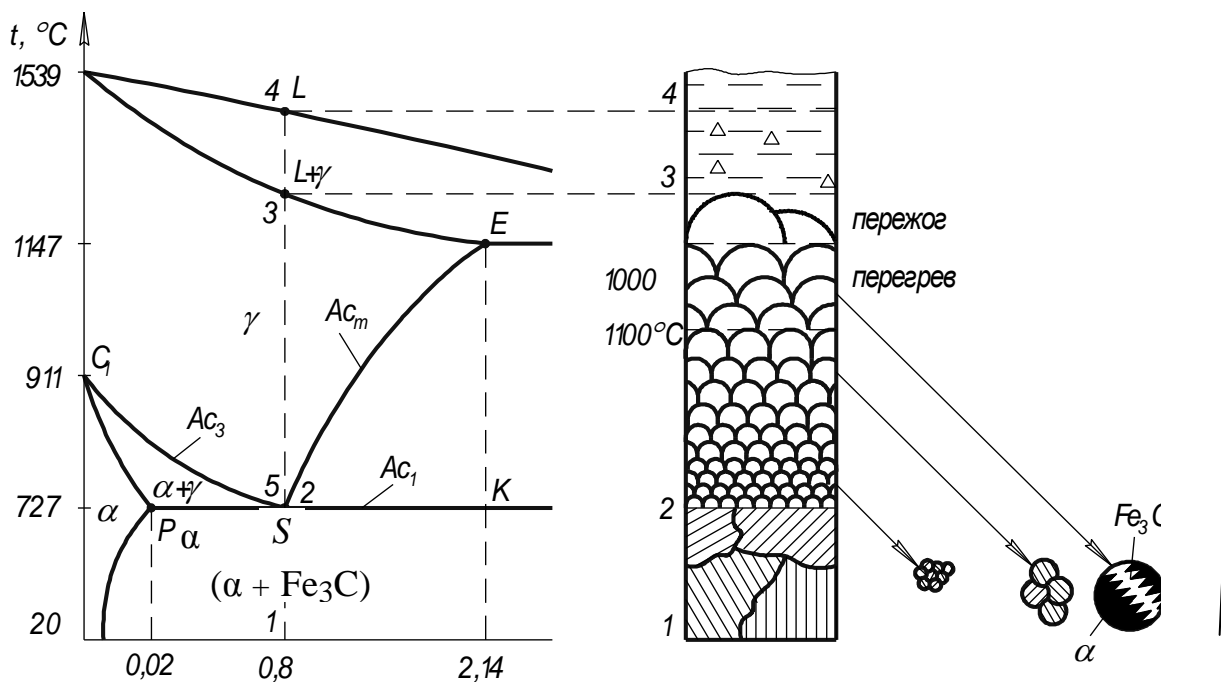


Рис. 7.1. Изменение структуры эвтектоидной стали в процессе нагрева и медленного охлаждения: I – видманшtedтова структура

Рассмотрим как изменяется структура эвтектоидной стали в процессе медленного нагрева и охлаждения.

При переходе в процессе нагрева через A_{c1} происходит превращение перлита в аустенит:



При этом образуются очень мелкие зерна аустенита (рис. 7.1, 7.2). При дальнейшем увеличении температуры зерна аустенита растут, вплоть до температуры начала плавления стали.

Переход через A_{c1} при охлаждении сопровождается превращением аустенита в перлит, размер зерна при этом не изменяется (рис. 7.1).

При нагреве возможны следующие виды брака:

1. Перегрев. При нагреве до $t = 1000\text{--}1100\text{ }^\circ\text{C}$ и последующем медленном охлаждении образуется крупнозернистая структура (видманшted) (рис. 7.1). Сталь с такой структурой называется перегретой, она имеет низкую ударную вязкость. Этот вид брака исправим. Исправление заключается в нагреве эвтектоидной стали выше A_{c1} на $30\text{--}50\text{ }^\circ\text{C}$ с последующим медленным охлаждением. При этом образуется мелкозернистая перлитная структура с высокой ударной вязкостью.

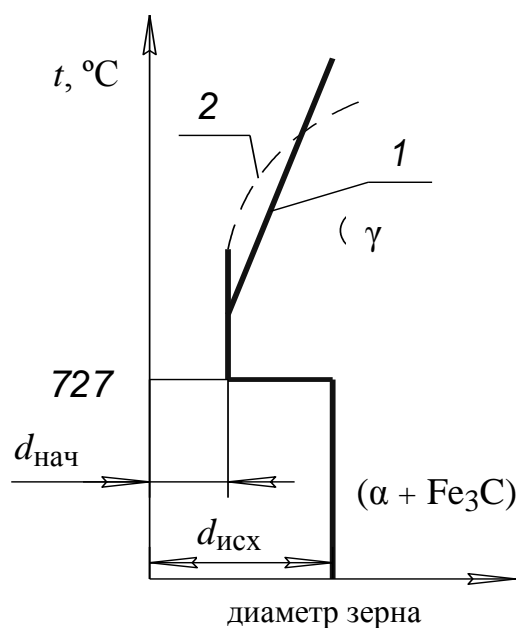


Рис. 7.2. Изменение размера зерна стали при нагреве:

$d_{\text{исх}}$ – размер исходного зерна; $d_{\text{нач}}$ – размер начального зерна аустенита;
1 – наследственно крупнозернистая сталь, 2 – наследственно мелкозернистая сталь [1]

2. Пережог – неисправимый брак. При нагреве стали до температуры близкой к температуре начала плавления по границам зерен происходит выделение углерода и оксидов железа.

Структурные превращения в стали, протекающие при медленном нагреве или охлаждении, имеют диффузионный характер.

7.2. Диффузия

Диффузия – процесс переноса ионов, атомов или молекул, сопровождающийся изменением их концентрации в различных частях вещества [1].

В кристаллических веществах диффузия протекает путем перехода структурных частиц (ионов или молекул) из узла кристаллической решетки в соседний свободный узел или в междоузлие под действием теплового возбуждения.

Процесс переноса структурных частиц основного вещества, например, ионов металла, называется самодиффузией.

Процесс диффузии описывается первым законом Фика:

$$\frac{dm}{dt} = -D \frac{dc}{dx} dS,$$

где dm/dt – скорость переноса массы вещества, D – коэффициент диффузии, dc/dx – градиент концентрации, $dc \approx c_2 - c_1$, dx – толщина диффузионного слоя, dS – площадь поверхности переноса (рис. 7.3).

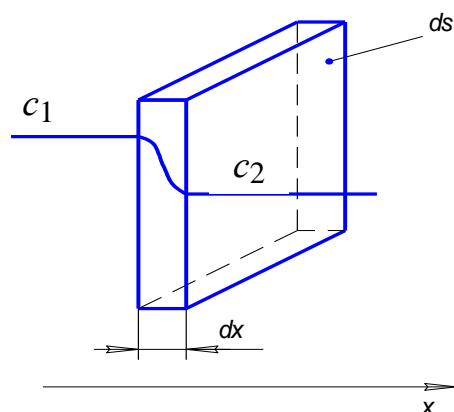


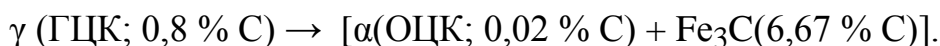
Рис. 7.3. К первому закону Фика

Коэффициент диффузии увеличивается при увеличении температуры в соответствии с законом С. Аррениуса:

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

где D_0 – коэффициент, определяемый природой вещества, E – энергия активации процесса диффузии, R – газовая постоянная.

В процессе медленного охлаждения эвтектоидной стали (0,8 % С) при $t = 727$ °С протекает обратимый диффузионный процесс превращения аустенита в перлит (рис. 7.4):



Процесс сопровождается диффузионной перестройкой кристаллической структуры – из ГЦК-решетки аустенита в результате самодиффузии железа образуются две различные кристаллические решетки – ОЦК-решетка феррита и ромбоэдрическая (РЭ) кристаллическая решетка цементита. Процесс также сопровождается диффузией углерода – из фазы, содержащей 0,8 % С, образуются две новые фазы с различным содержанием углерода – 0,02 и 6,67 %, соответственно (рис. 7.4).

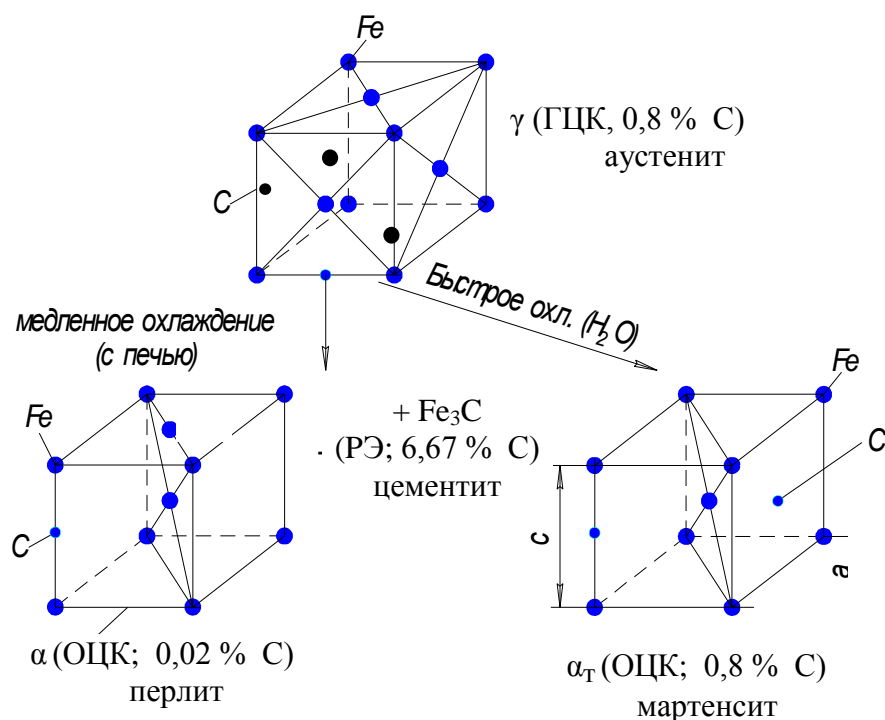


Рис. 7.4. Диффузионное и бездиффузионное превращения аустенита

7.3. Превращения аустенита при охлаждении с различной скоростью

Рассмотрим диаграмму изотермического превращения аустенита (С-образную кривую) на примере эвтектоидной стали (0,8 % С) (рис. 7.5). Кривая 1 – линия начала превращения аустенита, кривая 2 – линия конца превращения аустенита, $t = 550 \text{ }^\circ\text{C}$ – температура минимальной устойчивости аустенита, $M_H = 240 \text{ }^\circ\text{C}$ – температура начала мартенситного превращения, $M_K = -50 \text{ }^\circ\text{C}$ – температура конца мартенситного превращения.

Рассмотрим, как будет изменяться структура аустенита в зависимости от скорости его охлаждения (рис. 7.5, табл. 7.1).

Скорости охлаждения изобразим векторами V_1, V_2, V_3, V_4 и V_5 .

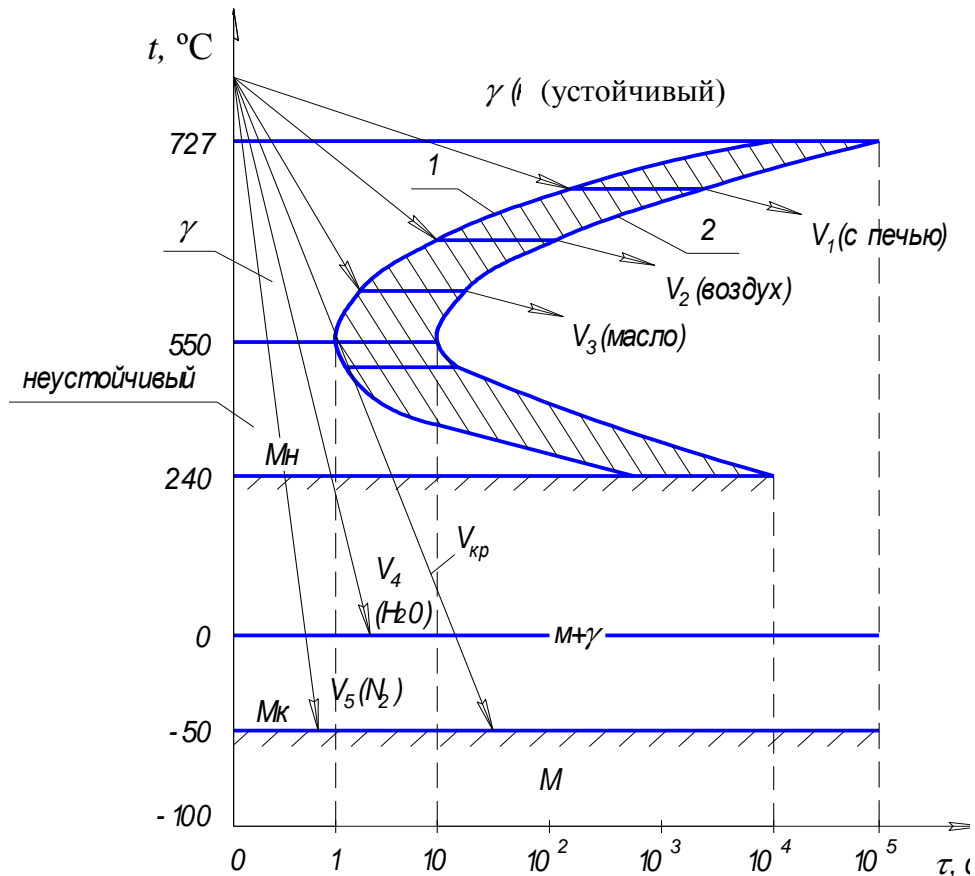


Рис. 7.5. Диаграмма изотермического превращения аустенита

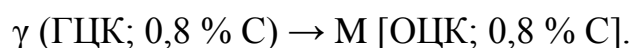
V_1 (~ 100 °C/час) – медленное охлаждение вместе с печью; образуется равновесная структура «пластинчатый перлит» (HB 2000, суммарная толщина пластин феррита и цементита $L_0 = 0,5–1,0$ мкм).

V_2 (~ 3 °C/с) – охлаждение на спокойном воздухе; образуется структура «сорбит закалки» пластинчатого строения (HB 2500, суммарная толщина пластин феррита и цементита $L_0 = 0,3–0,5$ мкм).

V_3 (~ 150 °C/с) – охлаждение в минеральном масле; образуется структура «троостит закалки» пластинчатого строения (HB 3500, суммарная толщина пластин феррита и цементита $L_0 = 0,1–0,3$ мкм).

Перлит, сорбит закалки и троостит закалки – это механические смеси феррита и цементита различной степени дисперсности. Структуры имеют пластинчатое строение. Наибольшая толщина пластин в перлите, наименьшая – в троостите.

$V_{кр}$ (~ 400 °C/с) – критическая скорость закалки – минимальная скорость охлаждения стали, при которой протекает процесс бездиффузионного превращения аустенита в мартенсит M (рис. 7.4):



Структуры стали, образующиеся при различных скоростях охлаждения аустенита

Скорость охлаждения, град /с		Структура	<i>HV</i> , МПа	<i>L</i> ₀ , мкм
<i>V</i> ₁	100 град /час	перлит 	2000	0,5–1,0
<i>V</i> ₂	3	сорбит закалки 	2500	0,3–0,5
<i>V</i> ₃	150	троостит закалки 	3000	0,1–0,3
<i>V</i> ₄	600	мартенсит и остаточный аустенит 	5500	–
<i>V</i> ₅	1000	мартенсит 	6500	-

При мартенситном превращении происходит бездиффузионная перестройка ГЦК в ОЦК (рис. 7.6), диффузия углерода также отсутствует. Последнее приводит к возникновению в ОЦК внутренних напряжений, создающих в решетке степень тетрагональности k до 10 % (рис. 7.7):

$$k = c/a,$$

где c и a – параметры кристаллической решетки.

Степень тетрагональности ОЦК увеличивается при увеличении содержания углерода (рис. 7.7).

Таким образом, мартенсит – это пересыщенный твердый раствор углерода в α – железе с тетрагональной объемноцентрированной кристаллической решеткой.

Пересыщение p определяется по выражению:

$$p = C_M / C_p,$$

где C_M – содержание углерода в мартенсите, C_p – равновесное содержание углерода в феррите (0,006 % при $t = 20\text{ }^\circ\text{C}$).

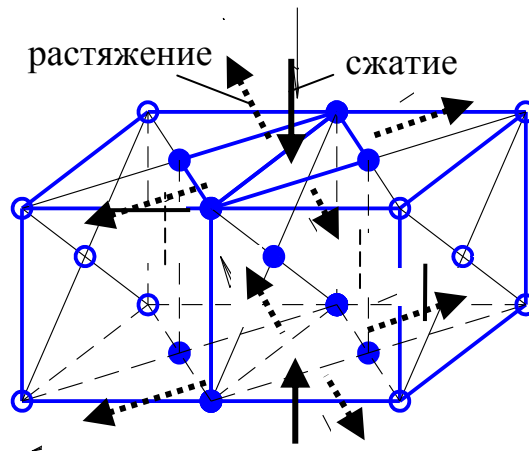


Рис. 7.6. Схема бездиффузионного превращения аустенита (ГЦК) в мартенсит (ОЦК) [5]

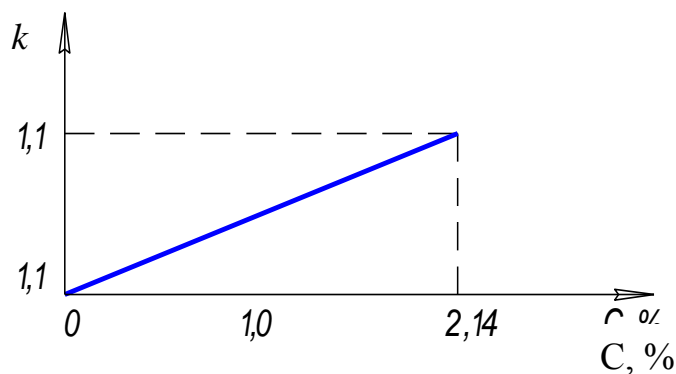


Рис. 7.7. Зависимость степени тетрагональности k кристаллической решетки от содержания углерода в мартенсите [1]

V_4 ($\sim 600\text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$) – охлаждение в воде до $0\text{ }^\circ\text{C}$; образуется структура, включающая мартенсит и остаточный аустенит ($HB \sim 5500$).

V_5 ($\sim 1000\text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$) – охлаждение в жидком азоте до M_K ($-50\text{ }^\circ\text{C}$); образуется мартенсит ($HB \sim 6500$).

Процесс превращения аустенита в мартенсит протекает в интервале температур $M_H - M_K$ (рис. 7.8). Интервал мартенситного превращения зависит от содержания углерода в стали:

– при $C < 0,6\text{ \%}$ $M_K > 0\text{ }^\circ\text{C}$; аустенит полностью превращается в мартенсит при положительных температурах;

- при $C = 2,14 \%$ $M_H = 0$, $M_K = -200 \text{ }^\circ\text{C}$; при охлаждении до $0 \text{ }^\circ\text{C}$ образуется переохлажденный аустенит, полностью мартенситная структура может быть получена при охлаждении аустенита ниже $-200 \text{ }^\circ\text{C}$;
- $C = 0,6\text{--}2,14 \%$; при охлаждении до температуры, лежащей внутри интервала $M_H\text{--}M_K$, образуется структура $M + \gamma_{\text{ост}}$; при $t < M_K$ – мартенсит.

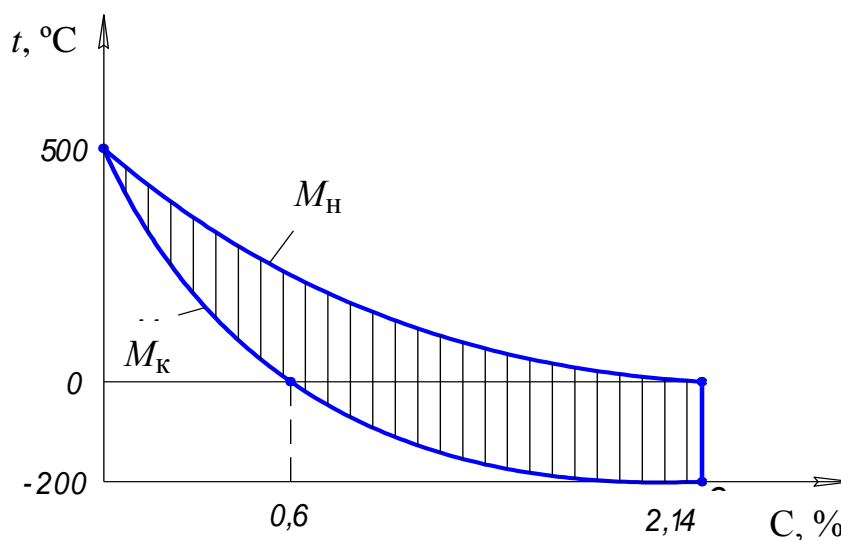


Рис. 7.8. Влияние содержания углерода на температурный интервал мартенситного превращения [1]

Контрольные вопросы

1. Как изменяется размер зерна стали при нагреве и медленном охлаждении?
2. Дайте определение диффузии и самодиффузии. Сформулируйте Закон Фика.
3. Как изменяются структура и свойства стали при охлаждении аустенита с различной скоростью?
4. Что такое критическая скорость заковки стали?
5. Дайте определения сорбита, троостита и мартенсита заковки.
6. Что такое степень тетрагональности кристаллической решетки мартенсита?
7. Чем отличаются процессы диффузионного и бездиффузионного превращений аустенита?

8. ВИДЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Различают следующие виды термической обработки стали [1–8, 11–15].

Отжиг и нормализация – предварительные виды термической обработки стали. Применяются для подготовки металла к последующей обработке резанием, давлением, сваркой.

Закалка и отпуск – окончательные виды термической обработки. Предназначены для придания металлу свойств, которыми должна обладать готовая деталь.

8.1. Отжиг

Отжиг включает три этапа:

1. Нагрев металла до определенной температуры.
2. Выдержка при температуре нагрева с целью прогрева детали по всему сечению и завершения фазовых превращений.
3. Медленное охлаждение, например, вместе с печью.

Виды отжига (рис. 8.1):

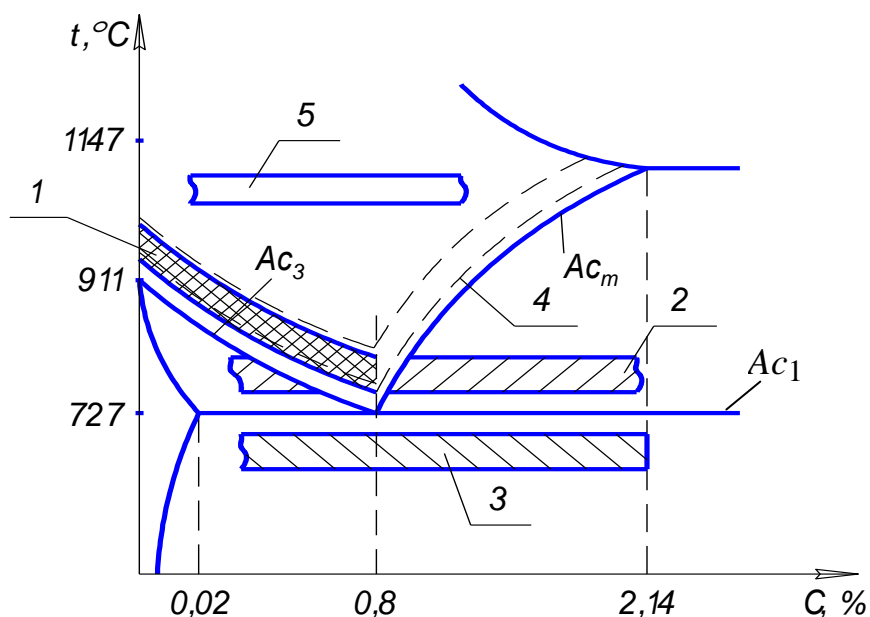


Рис. 8.1. Температуры отжига и нормализации стали:
1 – полный отжиг, 2 – неполный отжиг, 3 – низкий отжиг,
4 – нормализация, 5 – гомогенизация

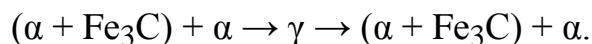
1. Гомогенизация или диффузионный отжиг; включает нагрев стали до $t = 1000–1100$ °С, выдержку и медленное охлаждение. Применяется для устранения химической неоднородности (зональной и дендритной ликвации) слитков и деталей, полученных методом литья.

Зональная ликвация – химическая неоднородность слитка или детали в различных частях.

Дендридная ликвация – химическая неоднородность стали в пределах одного зерна.

2. Полный отжиг.

Применяется для доэвтектоидных сталей. Температура нагрева $t = Ac_3 + (30-50 \text{ }^\circ\text{C})$; процесс сопровождается полной фазовой перекристаллизацией:



Цель полного отжига – уменьшение размера зерна и снятие внутренних напряжений. Применяется для деталей, полученных методом литья,ковки,штамповки, имеющих крупнозернистую структуру с низкой ударной вязкостью.

Различают следующие виды внутренних напряжений:

Первого рода – возникают между отдельными частями детали вследствие неодинаковой скорости охлаждения. Вызывают деформацию деталей, образование трещин.

Второго рода (структурные напряжения) – возникают внутри отдельного зерна, между соседними зёрнами, между фазами вследствие разных коэффициентов объемного расширения.

Третьего рода – напряжения внутри объема порядка нескольких элементарных кристаллических ячеек (например, инородный атом в твердом растворе создает упругие искажения кристаллической решетки).

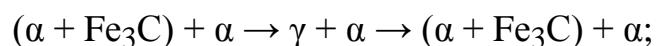
Остаточные напряжения – напряжения, остающиеся в детали после ее охлаждения. Являются результатом действия вышеперечисленных трех видов внутренних напряжений.

3. Неполный отжиг.

Для доэвтектоидных сталей применяется вместо полного отжига, как более дешевая операция. Для заэвтектоидных инструментальных сталей – как вторая стадия процесса сфероидизации.

Температура нагрева $t = Ac_1 + (30-50 \text{ }^\circ\text{C})$; процесс сопровождается неполной фазовой перекристаллизацией:

– для доэвтектоидных сталей:



– для заэвтектоидных сталей:



4. Низкий или рекристаллизационный отжиг.

Температура нагрева $t_{\text{H}} < A_{c1}$; процесс не сопровождается фазовой перекристаллизацией. Цель – снятие внутренних напряжений, устранение последствий наклепа. Подвергают заготовки перед обработкой резанием или давлением.

8.2. Нормализация

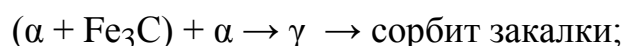
Нормализация (рис. 8.1) включает три этапа:

1. Нагрев доэвтектоидной стали до $t = A_{c3} + (30-50 \text{ }^\circ\text{C})$, заэвтектоидной стали до $t = A_{cm} + (30 - 50 \text{ }^\circ\text{C})$.

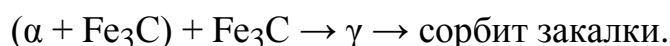
2. Выдержка при температуре нагрева для прогрева детали по всему сечению и завершения фазовых превращений.

3. Охлаждение на спокойном воздухе.

Изменение структуры доэвтектоидной стали в процессе нормализации:



– заэвтектоидной стали:



Цель – для малоуглеродистых сталей ($C < 0,3 \%$) нормализация применяется вместо полного отжига для измельчения зерна и уменьшения внутренних напряжений, для среднеуглеродистых ($C = 0,3-0,7 \%$) – вместо операции термического улучшения (закалка + высокий отпуск), для высокоуглеродистых сталей ($C > 0,7 \%$) – является первой стадией процесса сфероидизации.

Сфероидизация – двухстадийная операция, применяется для заэвтектоидных инструментальных сталей для улучшения обрабатываемости резанием. Операция включает нормализацию и неполный отжиг. Образуется структура зернистого перлита (рис. 8.2).

Нормализация является более дешевой операцией по сравнению с отжигом и термическим улучшением.

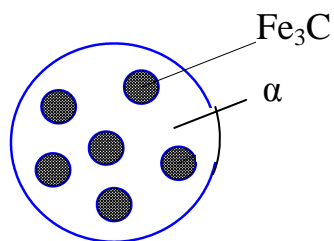


Рис. 8.2. Структура зернистого перлита

8.3. Закалка

Закалка (рис. 8.3) включает три этапа:

1. Нагрев стали выше температуры фазового превращения.
2. Выдержка при данной температуре.
3. Быстрое охлаждение с целью фиксирования мартенситной структуры.

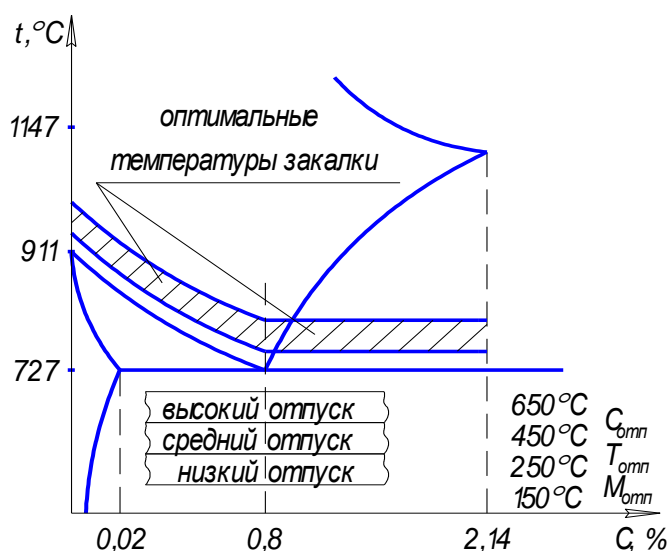
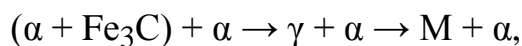


Рис. 8.3. Температуры закалки и отпуска стали

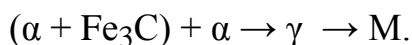
Цель закалки – увеличение прочности и твердости стали.

Выбор температуры нагрева

Рассмотрим изменение структуры доэвтектоидной стали при нагреве выше A_{c1} и охлаждении в воде:



а также при нагреве выше A_{c3} и аналогичном охлаждении:



Твердость мартенсита больше твердости структуры ($\text{M} + \alpha$), поэтому доэвтектоидную сталь при закалке нагревают до температуры $t_3 = A_{c3} + (30-50 \text{ }^\circ\text{C})$.

Изменение структуры заэвтектоидной стали при нагреве выше A_{c1} и охлаждении в воде:



где $\gamma_{\text{ост}}$ – остаточный аустенит; при нагреве выше A_{c3} и охлаждении в воде:



Твердость структуры ($\text{M} + \text{Fe}_3\text{C} + \gamma_{\text{ост}}$) больше твердости структуры ($\text{M} + \gamma_{\text{ост}}$) поэтому заэвтектоидную сталь при закалке нагревают до температуры $t_3 = A_{c1} + (30 - 50 \text{ }^\circ\text{C})$.

Определение времени нагрева детали

Общее время нагрева $\tau_{\text{общ}}$:

$$\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{н}} + \tau_{\text{в}},$$

где $\tau_{\text{н}}$ — время нагрева до заданной температуры; $\tau_{\text{в}}$ – время выдержки при заданной температуре.

$$\tau_{\text{н}} = 0,1 D k_1 k_2 k_3,$$

где D – характерный размер детали в мм – минимальный размер максимального сечения детали, k_1 – коэффициент влияния нагревающей среды (газ – $k_1 = 2$, соль – $k_1 = 1$, металл – $k_1 = 0,5$), k_2 – коэффициент формы детали (шар – $k_2 = 1$, цилиндр – $k_2 = 2$, параллелепипед – $k_2 = 2,5$, пластина – $k_2 = 4$), k_3 – коэффициент равномерности нагрева (для одностороннего нагрева $k_3 = 4$, для всестороннего нагрева $k_3 = 1$).

Для углеродистых сталей $\tau_{\text{в}} = 1$ мин, для легированных – 2 мин.

8.4. Закаливаемость и прокаливаемость стали

Закаливаемость – способность стали повышать твердость в процессе закалки.

Закаливаемость стали зависит от содержания в ней углерода. Чем больше углерода содержит сталь, тем большую твердость имеет мартенсит, образующийся в процессе ее закалки (рис. 8.4). Введение в углеродистую сталь легирующих элементов лишь незначительно увеличивает твердость мартенсита.

Прокаливаемость – способность стальной детали получать в результате закалки закаленный слой некоторой толщины с мартенситной структурой.

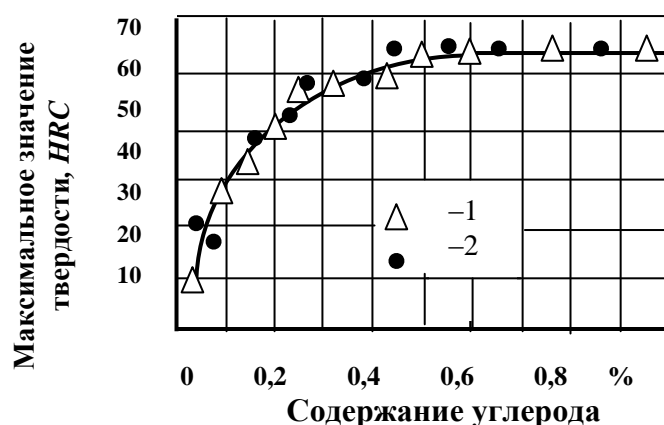


Рис. 8.4. Твердость мартенсита в зависимости от содержания углерода и легирующих элементов: 1 – углеродистая сталь; 2 – легированная сталь [13]

Прокаливаемость детали зависит от соотношения критической скорости закалки стали ($V_{кр}$), из которой она изготовлена, и скорости охлаждения детали ($V_{охл}$). Деталь будет прокаливаться с получением мартенситной структуры на ту глубину, где выполняется условие: $V_{охл} \geq V_{кр}$ (рис. 8. 5).

В поверхностном слое детали, где соблюдается условие $V_{охл} \geq V_{кр}$, образуется мартенситная структура, то есть происходит закалка стали, внутри детали $V_{охл} < V_{кр}$, и сталь не закаливается.

Чем меньше критическая скорость закалки стали, тем больше ее прокаливаемость.

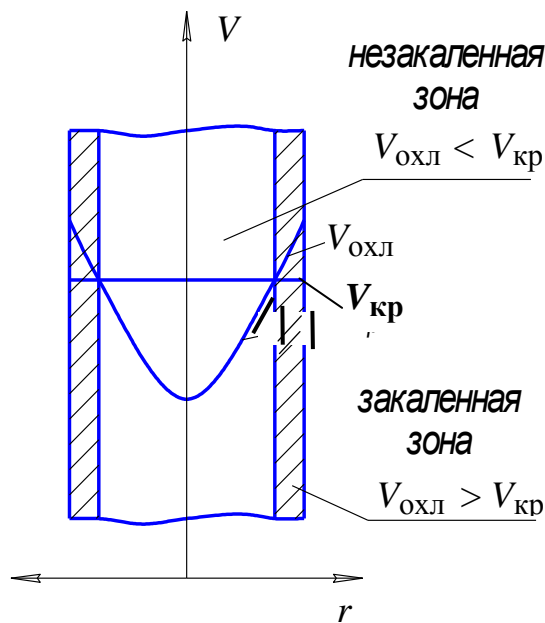


Рис. 8.5. К понятию «прокаливаемость» стали

На критическую скорость заковки стали влияют следующие факторы:

а) содержание углерода – стали с содержанием углерода 0,6–1,2 % имеют $V_{кр}$ 200–300 °C/с, а стали с меньшим или большим содержанием углерода – до 800–1000 °C/с и более (рис. 8.6);

б) содержание легирующих элементов – все химические элементы, растворимые в аустените (Cr, Ni, Mn, Cu, Mo, Si и др.), за исключением кобальта, стабилизируют аустенит и уменьшают $V_{кр}$, поэтому легированные стали имеют большую прокаливаемость, чем углеродистые.

Скорость охлаждения детали определяется охлаждающей способностью закалывающей среды и формой детали. Скорость охлаждения в сердцевине детали простой формы может быть определена по выражению:

$$V_{охл}^ц = c \cdot \left(\frac{S}{W} \right)^n, \quad (8.1)$$

где c , n – коэффициенты, характеризующие охлаждающую способность закалывающей среды; S – площадь поверхности детали; W – объем детали.

Значения коэффициентов c и n приведены в табл. 8.1.

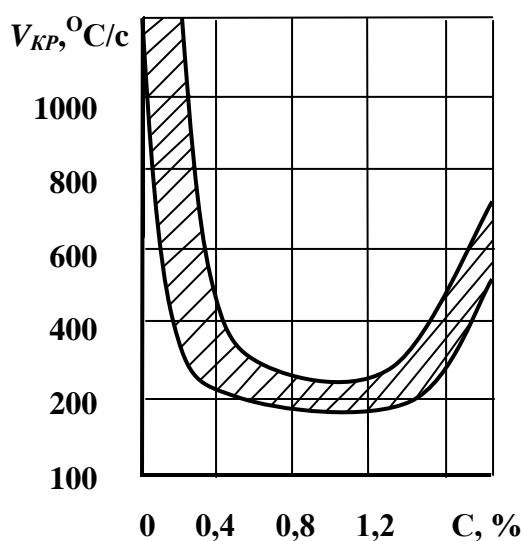


Рис. 8.6. Критическая скорость закалки углеродистых сталей в зависимости от содержания углерода [13]

Из табл. 8.1 видно, что чем больше значения коэффициентов n и c (больше охлаждающая способность среды) и больше параметр S/W , тем выше скорость охлаждения детали.

Таблица 8.1

Коэффициенты c и n для некоторых охлаждающих сред [5]

Охлаждающая среда	n	c
10 %-ый раствор NaCl в воде	3,5	4,5
Вода (20 °C)	1,7	4,0
Минеральное масло	1,5	3,0
Воздух	1,2	0,3

Характеристикой прокаливаемости служит критический диаметр закалки.

Критический диаметр закалки – это максимальный диаметр стальной цилиндрической детали, прокаливающейся насквозь в данном охладителе с получением в сердцевине мартенситной структуры (рис. 8.7).

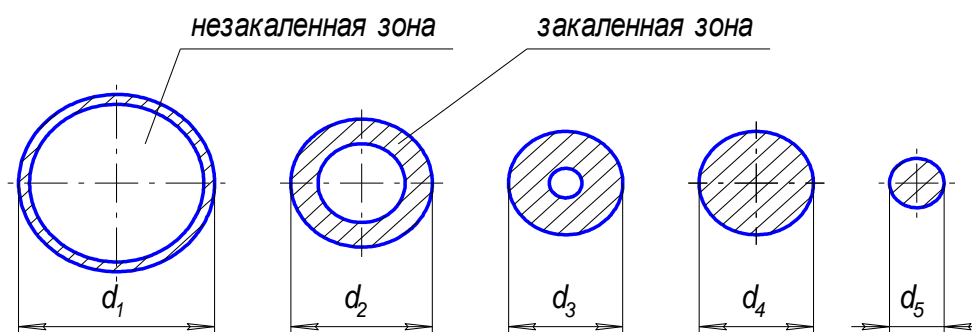


Рис. 8.7. К понятию «критический диаметр закалки»:
 $d_1 > d_2 > d_3 > d_4 > d_5$, d_4 – критический диаметр закалки [5]

8.5. Отпуск

Отпуск (рис. 8.3) включает три стадии:

1. Нагрев закаленной стали до определенной температуры ниже критической точки A_{c1} ($727\text{ }^{\circ}\text{C}$).

2. Выдержку при заданной температуре.

3. Охлаждение с произвольной скоростью.

Цель отпуска – уменьшение остаточных напряжений в закаленной детали.

Различают три вида отпуска.

Низкий отпуск ($t_{\text{отп.}} = 150\text{--}250\text{ }^{\circ}\text{C}$), при низком отпуске из мартенсита закалки $M_{\text{зак}}$ выделяется ϵ -карбид железа (Fe_2C) и образуется мартенсит отпуска ($M + \text{Fe}_2\text{C}$):



Происходит частичное уменьшение закалочных напряжений.

Низкий отпуск применяется при термической обработке изделий, требующих высокой твердости и износостойкости, например, режущего и измерительного инструмента.

Средний отпуск ($t_{\text{отп.}} = 250\text{--}450\text{ }^{\circ}\text{C}$); при этом виде отпуска протекает процесс диффузионного разложения мартенсита закалки, образуется троостит отпуска – высокодисперсная смесь феррита и цементита зернистого строения:



Достигается полное снятие внутренних напряжений.

Средний отпуск применяется при термической обработке пружин, рессор, ударного инструмента.

Высокий отпуск ($t_{\text{отп.}} = 450\text{--}650\text{ }^{\circ}\text{C}$); протекает процесс диффузионного разложения мартенсита закалки, при этом образуется сорбит отпуска – дисперсная смесь феррита и цементита зернистого строения:



Применяется при термической обработке высоконагруженных конструкционных деталей (валы, оси).

Сорбит и троостит отпуска имеют зернистое строение, такие структуры при одинаковом $\sigma_{\text{в}}$ обладают большими значениями δ , $\sigma_{0,2}$ и $K_{\text{С}}$ по сравнению с одноименными пластинчатыми структурами, образующимися в процессах отжига и нормализации.

Увеличение температуры отпуска приводит к увеличению δ и ψ и снижению $\sigma_{\text{в}}$ и HV стали (рис. 8. 8).

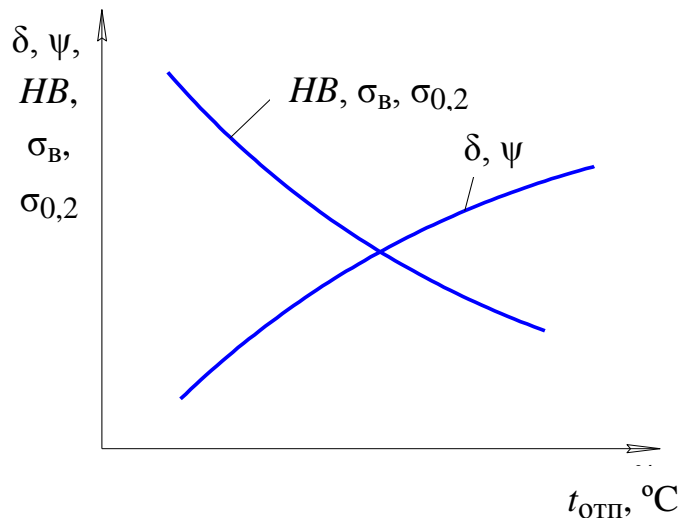


Рис. 8.8. Влияние температуры отпуска на механические свойства углеродистой стали

Контрольные вопросы

1. Назовите предварительные и окончательные виды термической обработки стали.
2. Какие этапы включает отжиг стали?
3. В чем заключается диффузионный отжиг стали? Каково назначение этой операции?

4. Что такое зональная и дендридная ликвация?
5. Чем отличаются полный и неполный отжиг стали?
6. В какой среде производят охлаждение детали с температуры нагрева в процессе нормализации?
7. Назовите цель и основные этапы закалки стали.
8. Обоснуйте выбор оптимальных температур закалки до- и заэвтектоидных сталей.
9. Что такое закаливаемость стали? От каких факторов она зависит?
10. Дайте определение прокаливаемости стали. От каких факторов она зависит?
11. Назовите цель и стадии отпуска.
12. Как изменяются структура и механические свойства закаленной стали в зависимости от температуры отпуска?

9. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

Химико-термической обработкой (ХТО) называют технологические процессы диффузионного насыщения поверхностного слоя деталей различными химическими элементами с целью изменения химического состава и строения металла и получения за счет этого необходимых механических свойств [1–8, 12–15].

При ХТО протекают следующие процессы:

1. Диссоциация исходных веществ с образованием насыщающего элемента в атомарном состоянии, например: $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$ или $\text{NH}_3 \rightarrow 3\text{H} + \text{N}$.

2. Адсорбция (поглощение) атомов насыщающего элемента поверхностью детали, подвергающейся ХТО.

3. Диффузия атомов насыщающего элемента в поверхностный слой детали.

4. Взаимодействие насыщающего элемента с металлом, сопровождающееся изменением фазового и химического состава поверхностного слоя, например: $3\text{N} + 4\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}_4\text{N}_3$.

Поверхностный слой детали, подвергшийся ХТО, и отличающийся от исходного металла по химическому составу и строению, называется диффузионным слоем. Металл детали под диффузионным слоем с исходным составом и строением называется сердцевиной.

9.1. Цементация

Цементация включает два этапа:

1. Собственно цементацию, то есть процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стальной детали углеродом.

2. Термическую обработку детали, включающую закалку и отпуск.

Цель цементации – получить высокую поверхностную твердость и износостойкость при сохранении вязкой сердцевины детали.

Цементации подвергают низкоуглеродистые стали с содержанием углерода 0,1–0,35 %. Цементацию проводят до содержания углерода в поверхностном слое 1,1–1,2 %, при большем содержании углерода в структуре стали увеличивается количество вторичного цементита, придающего стали повышенную хрупкость.

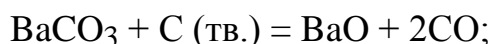
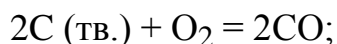
Процесс цементации проводят выше критической температуры A_{c3} при $t = 900\text{--}970\text{ }^\circ\text{C}$, когда сталь имеет структуру аустенита и может растворить значительное количество углерода.

После цементации и термической обработки на поверхности детали образуется упрочненный слой толщиной 1,5–2 мм с *HRC* 58–62, в сердцевине сохраняется исходная перлитно-ферритная структура с *HRC* 25–35.

Различают твердую и газовую цементацию.

Твердая цементация осуществляется в слое твердого науглераживающего вещества (карбюризатора). Карбюризатор включает 70–80 % древесного угля и 20–30 % углекислого бария BaCO_3 , натрия Na_2CO_3 или калия K_2CO_3 .

Процесс образования атомарного углерода при твердой цементации включает следующие реакции:



Образовавшийся атомарный углерод диффундирует в поверхностный слой детали.

При твердой цементации в течение 8–10 ч образуется диффузионный слой толщиной 1 мм.

Газовая цементация проводится в газообразном карбюризаторе, в качестве которого применяют CO , метан, этан, пропан, бензол и др. При газовой цементации диффузионный слой толщиной 1 мм образуется за 6–7 ч.

Рассмотрим распределение углерода по толщине диффузионного слоя, и равновесные структуры, образующегося после цементации (рис. 9.1). Содержание углерода в диффузионном слое уменьшается от концентрации на поверхности детали ($C_{\text{п}} = 1,1\text{--}1,2\%$) до концентрации $C_0 = 0,1\text{--}0,35\%$, соответствующей содержанию углерода в исходной стали. При этом в диффузионном слое образуются три зоны:

I – заэвтектоидная зона, имеющая структуру перлит + цементит $[(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \text{Fe}_3\text{C}]$;

II – эвтектоидная зона, имеющая перлитную структуру $(\alpha + \text{Fe}_3\text{C})$;

III – доэвтектоидная зона, имеющая структуру феррит + перлит $[\alpha + (\alpha + \text{Fe}_3\text{C})]$.

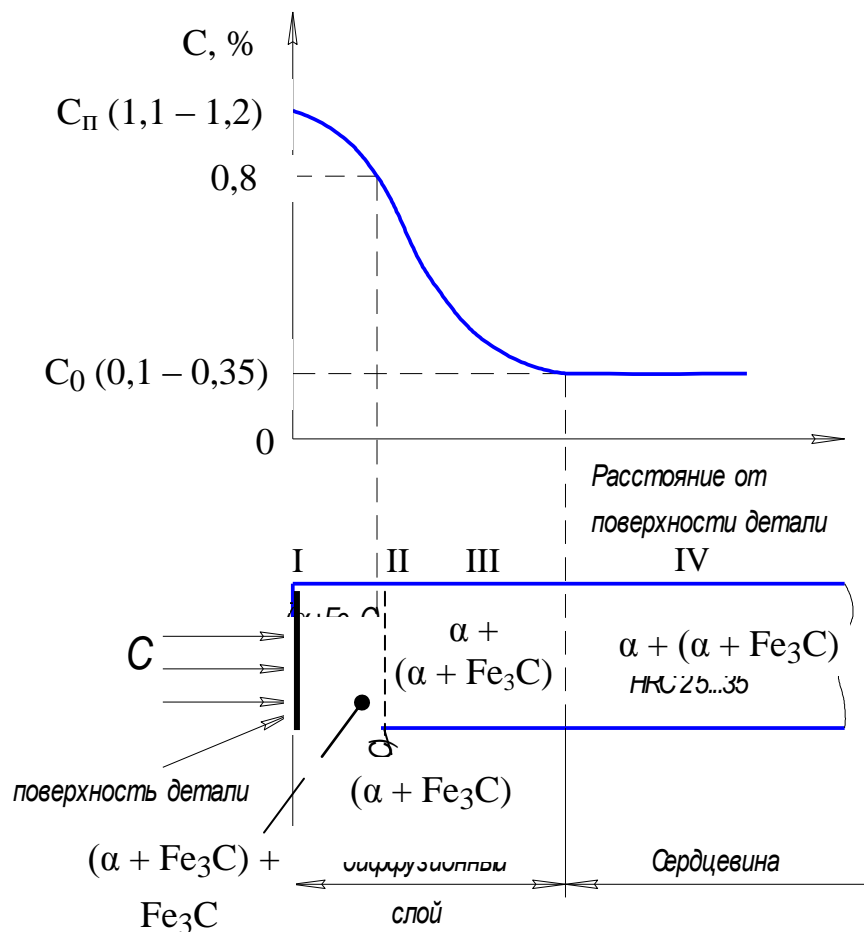


Рис. 9.1. Распределение углерода по толщине диффузионного слоя и структура диффузионного слоя при цементации

В сердцевине детали (IV) сохраняется исходная структура $[\alpha + (\alpha + \text{Fe}_3\text{C})]$.

После цементации вследствие длительной выдержки при высокой температуре сталь приобретает крупнозернистую структуру.

9.2. Режимы термической обработки цементуемых изделий

Целью термической обработки после цементации является максимальное упрочнение поверхности с одновременным измельчением зерна и получением вязкой сердцевины.

В зависимости от назначения детали применяют различные варианты термической обработки:

1. Закалка с цементационного нагрева с низким отпуском (рис. 9.2, а). При температуре цементации (900–970 °С) происходит образование крупного зерна аустенита как на поверхности, так и в сердцевине детали.

При быстром охлаждении на поверхности образуется мартенсит закалки и остаточный аустенит, а в сердцевине – крупнозернистая перлитно-ферритная структура. Для снятия закалочных напряжений после закалки проводят низкий отпуск.

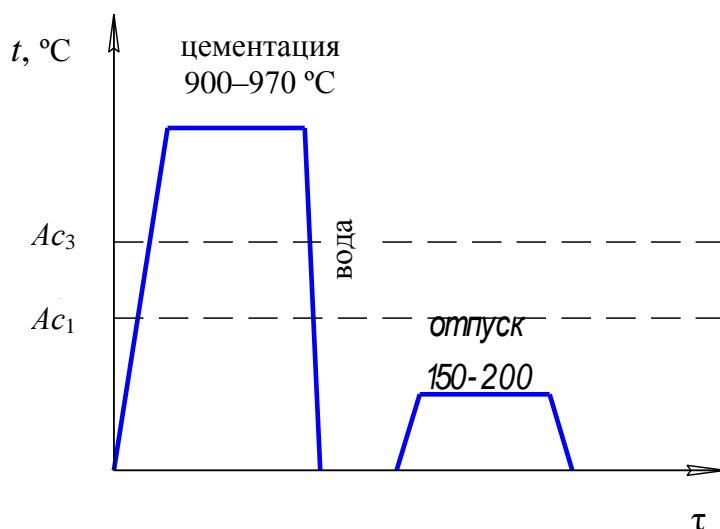


Рис. 9.2, а. Закалка с цементационного нагрева с низким отпуском [5]

Такой режим не оптимален, так как максимальная прочность при закалке заэвтектоидной стали достигается при нагреве до температуры $A_{c1} + (30\text{--}50\text{ }^\circ\text{C})$, позволяющий получить структуру, состоящую из мартенсита и цементита. Крупнозернистая структура сердцевины обладает низкой ударной вязкостью.

Достоинствами способа являются: относительно низкая стоимость, малая деформация детали, детали не требуют окончательной механической обработки.

Способ применяется при изготовлении относительно неответственных деталей, для которых важна высокая поверхностная твердость, а другие свойства не имеют значения.

2. Однократная закалка с низким отпуском (рис. 9.2, б). Способ применяется при изготовлении ответственных деталей.

Способ включает охлаждение детали на воздухе с температуры цементации, закалку с температуры нагрева $A_{c3} + (30\text{--}50\text{ }^\circ\text{C})$ и низкий отпуск. При температуре закалки образуется мелкое зерно аустенита, из которого при охлаждении на поверхности образуется мартенсит закалки, а в сердцевине мелкозернистая перлитно-ферритная структура с высокой вязкостью. Способ требует окончательной шлифовки детали.

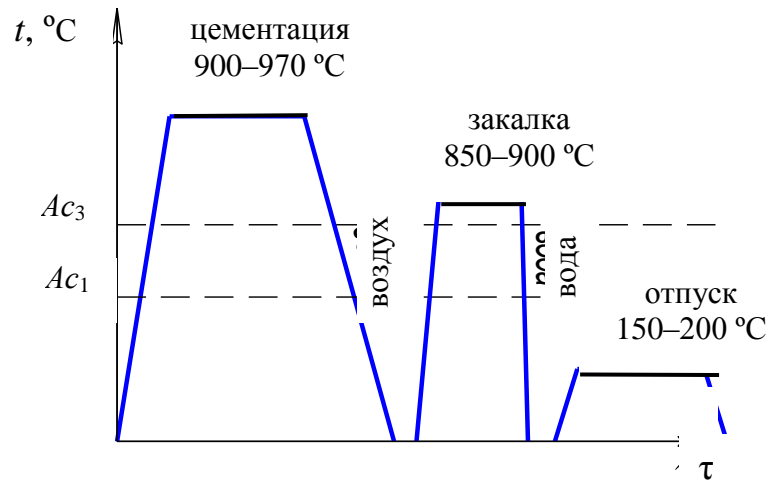


Рис. 9.2, б. Однократная закалка с низким отпуском [5]

3. Двойная закалка с низким отпуском (рис. 9.2, в). Способ применяется при изготовлении особо ответственных деталей.

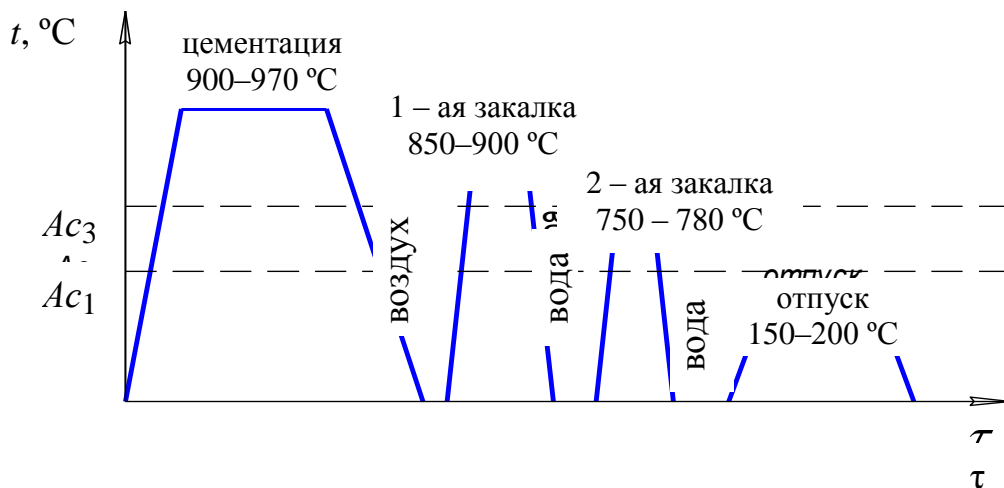


Рис. 9.2, в. Двойная закалка с низким отпуском [5]

Способ включает охлаждение детали на воздухе с температуры цементации, закалку с температуры нагрева $Ac_3 + (30-50\text{ }^\circ\text{C})$, закалку с температуры нагрева $Ac_1 + (30-50\text{ }^\circ\text{C})$ и низкий отпуск. Первая закалка предназначена для получения мелкозернистой перлитно-ферритной структуры сердцевины с высокой вязкостью. Вторая закалка предназначена для упрочнения поверхностного заэвтектоидного слоя по оптимальному режиму – она позволяет получить структуру мартенсит + цементит + остаточный аустенит, имеющую большую твердость, чем структура мартенсит + остаточный аустенит.

Способ требует окончательной шлифовки детали.

При цементации углеродистой стали, вследствие ее низкой прокаливаемости, сердцевина детали имеет ферритно-перлитную структуру. Легированные стали имеют высокую прокаливаемость и при цементации позволяют получать в сердцевине детали структуры сорбита, троостита или мартенсита. Благодаря низкой концентрации углерода эти структуры будут иметь высокую ударную вязкость.

Цементации подвергают зубчатые колеса, валы, оси и другие детали.

9.3. Азотирование стали

Азотирование – процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя детали азотом [1–8, 12–15].

Азотированию подвергают готовые изделия, прошедшие механическую и окончательную термическую обработку (закалку с высоким отпуском).

Процесс азотирования заключается в нагреве детали до температуры 500–600 °С в среде аммиака. При разложении аммиака, протекающего по реакции $\text{NH}_3 \rightarrow 3\text{H} + \text{N}$, образуется атомарный азот, который диффундирует в поверхностный слой детали, где взаимодействует с железом и легирующими элементами с образованием нитридов.

Глубина азотируемого слоя увеличивается при увеличении температуры и времени азотирования.

Рассмотрим цели азотирования.

1. Повышение твердости и износостойкости поверхностного слоя детали. Для этой цели применяют специальные легированные стали (нитроллои) – 35ХМЮА, 38Х2МЮА, 35ХМА и др., содержащие Cr, Mo и Al. Эти элементы при взаимодействии с азотом образуют нитриды, имеющие высокую твердость.

2. Увеличение усталостной прочности (выносливости) деталей из хромоникелевых конструкционных сталей (40Х, 50Х, 40ХН, 50ХН, 40ХНМА и др.). Увеличение усталостной прочности происходит по следующему механизму: внедрение азота приводит к увеличению объема металла в поверхностном слое детали и возникновению в нем сжимающих напряжений, препятствующих разрушению материала под действием циклических нагрузок.

3. Увеличение коррозионной стойкости (декоративное азотирование) углеродистых сталей. Увеличение коррозионной стойкости происходит за счет образования на поверхности детали нитрида железа Fe_2N , обладающего высокой химической устойчивостью. Процесс проводится при $t = 600\text{--}700$ °С, время процесса – 30–60 мин.

Азотирование применяют в машиностроении для изготовления измерительного инструмента, зубчатых колес, втулок, коленчатых валов и других деталей.

9.4. Сравнительная оценка процессов азотирования и цементации

1. Азотирование не вызывает деформации детали и поэтому не требует дополнительной обработки поверхности. Цементация вызывает деформацию детали. Поэтому после цементации проводят шлифование для снятия поверхностного слоя толщиной 0,1–0,2 мм.

2. Азотирование обеспечивает более высокую поверхностную твердость детали (HV 1200) по сравнению с процессом цементации (HV 900).

3. Толщина азотированного слоя (0,3–0,5 мм) меньше, чем толщина слоя, полученного цементацией (1,5–2 мм). Поэтому азотируемые детали выдерживают меньшие нагрузки, чем детали, подвергнутые цементации.

4. Время азотирования (~60 ч) больше времени цементации (~10 ч).

5. Для азотирования применяют дорогие легированные стали, для цементации – дешевые углеродистые.

6. Стоимость деталей, упрочненных азотированием выше стоимости деталей, упрочненных цементацией.

9.5. Цианирование стали (нитроцементация)

Цианирование – процесс совместного насыщения поверхностей стальных деталей азотом и углеродом [1, 2, 5–8, 13–15].

Цель цианирования – повышение твердости и износостойкости деталей.

При цианировании нагрев осуществляется либо в расплавленных солях, содержащих цианистые соли $NaCN$ или KCN , либо в газовой среде, состоящей из смеси CH_4 и NH_3 . Чем выше температура цианирования, тем меньше насыщение поверхностного слоя азотом и больше углеродом (рис. 9.3).

Различают высокотемпературное (850–950 °С) и низкотемпературное (500–600 °С) цианирование.

При низкотемпературном цианировании поверхностный слой насыщается преимущественно азотом. Глубина слоя составляет 0,01–0,05 мм, твердость HV 1000. Низкотемпературному цианированию подвергают окончательно заточенный режущий инструмент из быстрорежущих сталей.

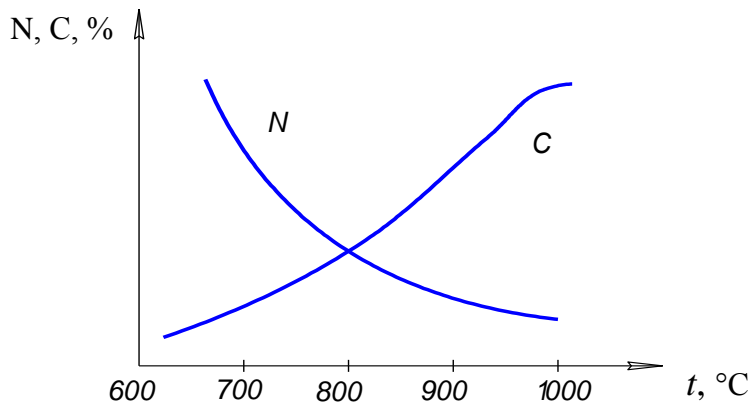


Рис. 9.3. Влияние температуры цианирования на состав поверхностного слоя

При высокотемпературном цианировании поверхностный слой насыщается преимущественно углеродом. Глубина слоя составляет 0,5–2,0 мм. После цианирования детали подвергают закалке и низкому отпуску.

По сравнению с цементированным слоем цианированный слой имеет несколько большую твердость, износостойкость и коррозионную стойкость.

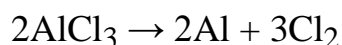
Недостатки цианирования – высокая опасность производства из-за чрезвычайно высокой токсичности цианистых соединений и высокая стоимость из-за необходимости создания условий для безопасной работы обслуживающего персонала.

9.6. Диффузионное насыщение

Диффузионное насыщение – процесс насыщения поверхностного слоя стальной детали различными металлами и неметаллами [1, 2, 5–8, 13–15].

Различают газовую, жидкостную и твердую металлизацию.

Газовая металлизация проводится в среде газообразных хлоридов (AlCl_3 , CrCl_3 , SiCl_4) при $t = 1000 - 1100$ °C. При контакте с металлической поверхностью протекает процесс разложения хлорида



с образованием атомарного насыщающего элемента, который диффундирует в поверхностный слой детали.

Жидкостная металлизация проводится путем погружения детали в расплав металла.

Твердая металлизация проводится в твердой активной массе, включающей ферросплавы (FeCr, FeAl, FeSi) и NH_4Cl , при взаимодействии которых образуются газообразные хлориды металлов.

Толщина диффузионного слоя составляет 0,2–1,0 мм.

Применяют следующие виды диффузионной металлизации.

Алитирование – процесс насыщения поверхностного слоя алюминием. Детали приобретают повышенную коррозионную стойкость благодаря образованию на поверхности плотной пленки Al_2O_3 , предохраняющей металл от окисления.

Хромирование – насыщение хромом, обеспечивает жаростойкость до 800 °С, высокую коррозионную стойкость в пресной и морской воде, в кислотах.

Силицирование – насыщение кремнием, придает высокую стойкость поверхности деталей в серной, соляной и азотной кислотах.

Борирование – насыщение бором, придает поверхности исключительно высокую твердость (до HV 2000), износостойкость и коррозионную стойкость в различных средах.

Контрольные вопросы

1. Дайте определение химико-термической обработки стали.
2. Назовите цели и этапы цементации.
3. Какой вид термической обработки после цементации применяется при изготовлении особо ответственных деталей?
4. В чем сущность процесса азотирования стали? Каковы цели азотирования?
5. В чем заключается процесс цианирования стали? Каковы цели азотирования?
6. В чем заключается процесс диффузионной металлизации? Назовите виды диффузионной металлизации и их назначение.

10. УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ И ЧУГУНЫ

10.1. Углеродистые стали

На долю углеродистых сталей приходится 80 % от производства всех металлов и сплавов [1, 2, 5–8, 13–15].

Углеродистые стали имеют следующие достоинства:

1. Низкая стоимость.
2. Удовлетворительные механические свойства (стали относятся к сталям нормальной прочности).
3. Хорошая обрабатываемость резанием.

Недостатки углеродистых сталей:

1. Низкая технологичность при термической обработке. Стали имеют высокую критическую скорость закалки, закаливаются только в воде, что вызывает деформацию деталей. Для получения одинаковой прочности с легированными сталями их подвергают низкому отпуску (легированные стали – высокому отпуску, полностью снимающему закалочные напряжения), что сохраняет в детали высокие остаточные закалочные напряжения.
2. Небольшая прокаливаемость (менее 12 мм).
3. Низкая коррозионная стойкость.

10.1.1. Состав углеродистых сталей

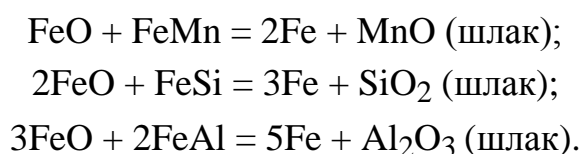
Углеродистые стали включают:

1. Железо – 97, 0–99,5 %.
2. Углерод – до 2,14 % по диаграмме состояния, реальные стали содержат до 1,4 %.

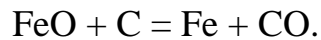
Увеличение содержания углерода в стали сопровождается увеличением ее твердости и прочности (до 1,1 % C), но уменьшением пластичности и ударной вязкости (рис. 10.1).

3. Технологические примеси – Mn, Si, Al.

Остаются в составе стали после ее раскисления ферросплавами (FeMn, FeSi, FeAl) для удаления закиси железа FeO. При раскислении стали протекают следующие процессы:



В нераскисленной стали протекает процесс:



При выделении CO создается иллюзия кипения стали (отсюда возник термин «кипящая сталь»). При этом в слитке стали образуются газовые включения, которые ухудшают ее качество.

По способу раскисления стали делят на три группы (табл. 10.1).

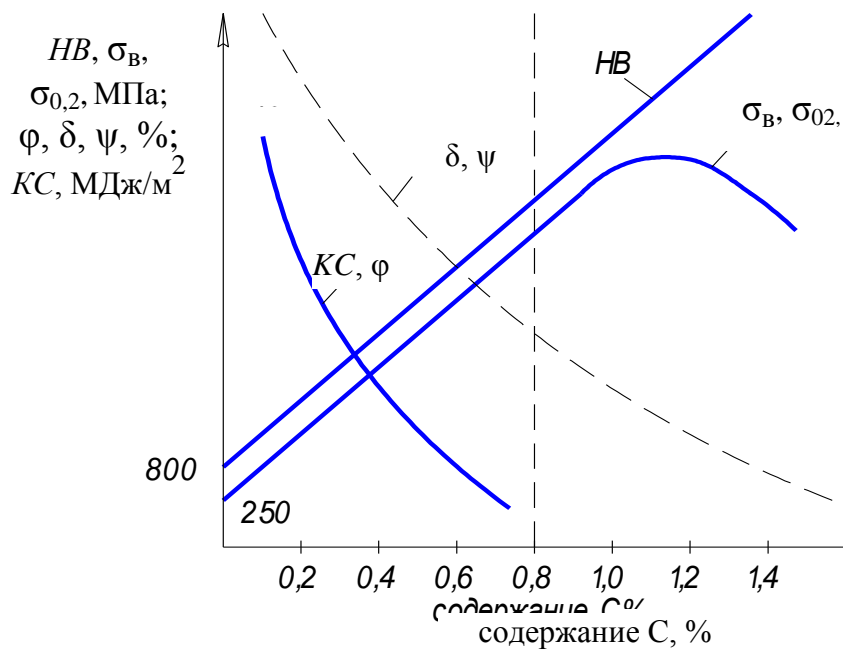


Рис. 10.1. Влияния содержания углерода на механические свойства углеродистой стали [1]

Таблица 10.1

Группы углеродистых сталей [1, 2]

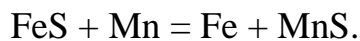
Сталь	Раскисление	Выход стали, %	Порядок	
			По качеству	По стоимости
Спокойная (сп)	Mn + Si + Al	85–90	1	1
Полуспокойная (пс)	Mn + Al (Si)	90–95	2	2
Кипящая (кп)	Mn	95–100	3	3

4. Неудаляемые примеси – S, P, O, N, H. Оказывают, в основном, отрицательное влияние на качество стали – являются вредными примесями.

Фосфор переходит в состав стали из руд, топлива, флюсов. Увеличивает «хладноломкость» стали, то есть повышает порог хладноломкости (0,01 % P увеличивает t_{50} на 25 °С). Положительная роль фосфора:

- облегчает обрабатываемость стали резанием;
- увеличивает коррозионную стойкость стали в присутствии меди.

Сера переходит в состав стали из руд, топлива, флюсов. Увеличивает «красноломкость» стали, то есть сталь становится хрупкой при горячей обработке давлением (пластическая деформация при $t = 800\text{--}1200$ °С) за счет образования легкоплавкой эвтектики (Fe + FeS) с $t_{\text{пл}} = 988$ °С. Введение в состав стали Mn уменьшает вредное влияние серы за счет образования MnS:



MnS имеет $t_{\text{пл}} = 1620$ °С, пластичен, что позволяет производить горячую обработку стали давлением. Сера облегчает обрабатываемость стали резанием.

Газы (кислород, водород, азот и др.) могут находиться в стали:

- в газообразном состоянии в порах, что уменьшает $\sigma_{\text{в}}$ стали;
- в твердом растворе, что повышает порог хладноломкости стали;
- в виде химических соединений – оксидов, нитридов и гидридов, железа, которые уменьшают $\sigma_{\text{в}}$ и δ стали, так как хрупки и являются концентраторами напряжений.

5. Случайные примеси цветных металлов (Cr, Ni, Cu, Pb, Zn и др.) увеличивают порог хладноломкости стали.

10.1.2. Классификация углеродистых сталей

Стали классифицируют по следующим признакам [1, 2]:

I. По качеству и применению различают:

1 – стали обыкновенного качества ($S < 0,05$ %, $P < 0,04$ %);

1.1 – строительные;

1.2 – конструкционные;

2 – качественные стали ($S < 0,04$ %, $P < 0,035$ %);

2.1 – машиностроительные;

2.2 – инструментальные;

3 – высококачественные стали ($S < 0,025$ %, $P < 0,025$ %),

4 – особо высококачественные стали ($S < 0,015$ %, $P < 0,025$ %).

5 – особая группа;

5.1 – автоматные;

5.2 – литейные.

II. По способу выплавки различают следующие виды стали:

– мартеновская,

– конверторная (бессемеровская и томасовская),

– электросталь – наиболее качественная сталь.

III. По степени раскисления: кипящая, полуспокойная, спокойная.

IV. По положению на диаграмме Fe - C: доэвтектоидные ($C < 0,8 \%$), эвтектоидные ($C = 0,8 \%$), заэвтектоидные ($C = 0,8-1,4 \%$).

V. По содержанию углерода: низкоуглеродистые ($C < 0,3 \%$), среднеуглеродистые ($C = 0,3-0,7 \%$), высокоуглеродистые ($C > 0,7 \%$).

10.1.3. Углеродистые стали обыкновенного качества [1, 2]

Поставляются горячекатаными в виде проката:

– сортовая сталь (прутки – круглые, квадратные; полосовой прокат; угловой прокат, швеллеры, двутавровые балки, рельсы и др.) (рис. 10.2);

– трубы;

– листовая сталь;

– специальные профили.

Марки, химический состав и степень раскисления стали регламентирует ГОСТ 380-94 (табл. 10.2).

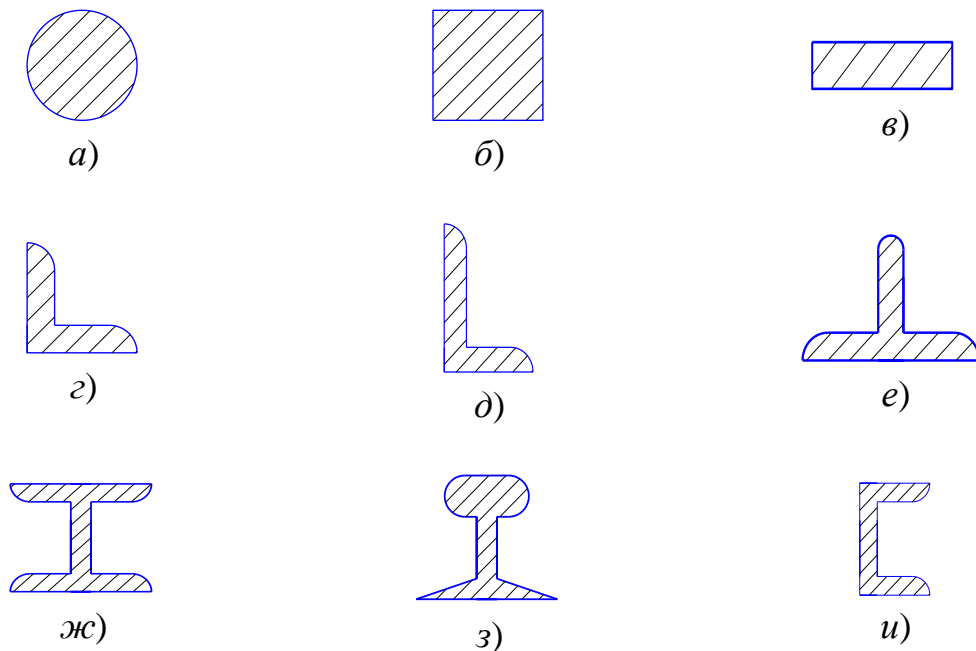


Рис. 10.2. Виды сортового проката: а) круглый, б) квадратный, г, д – угловой, е) швеллеры, ж) двутавровый, з) рельсы, и) тавровый

Таблица 10.2

Марки и химический состав углеродистых сталей обыкновенного качества
в соответствии с ГОСТ 380-94

Марки	Содержание, %			
	C	Mn	S	P
Ст0	≤ 0,23	–	0,06	0,07
Ст1	0,06–0,12	0,25–0,5	0,05	0,04
Ст2	0,09–0,15	0,25–0,5		
Ст3	0,14–0,22	0,30–0,65		
Ст4	0,18–0,27	0,34–0,70		
Ст5	0,28–0,37	0,50–0,80		
Ст6	0,38–0,49	0,5–0,8		

Расшифровка маркировки:

Ст3; Ст – сталь, 3 – цифра указывает № марки стали.

По номеру марки стали (кроме Ст0) можно определить среднее содержание углерода по выражению:

$$C, \% = 0,07 \cdot \text{№ марки.}$$

Ст3Г; Г – указывает на повышенное содержание марганца (0,8–1,1 %); обычно сталь содержит менее 0,8 % Mn; Mn уменьшает вредное влияние серы и фосфора.

Ст3кп; **Ст3пс**; **Ст3сп**; кп – кипящая сталь, пс – полуспокойная сталь, сп – спокойная сталь.

Чем больше раскислена сталь, тем меньше она содержит газовых включений, тем ниже температура полухрупкости (табл. 10.3).

Таблица 10.3

Влияние степени раскисления на температуру полухрупкости стали
марки Ст3 [1]

Марка стали	Температура полухрупкости, t_{50} , °C
Ст3кп	0
Ст3пс	–10
Ст3сп	–20

Механические свойства сталей обыкновенного качества регламентирует ГОСТ 380-94 (табл. 10.4).

Таблица 10.4

Механические свойства углеродистых сталей обыкновенного качества

Марка стали	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа, не менее	δ , % , не менее	φ °, не менее
Ст0	≥ 310	–	20	–
Ст1	320–340	–	31	60
Ст2	340–440	–	29	55
Ст3	380–490	255	26	50
Ст4	410–530	265	24	45
Ст5	490–630	295	20	40
Ст6	≥ 590	315	15	40

В соответствии с ГОСТом прокат подразделяется на 3 группы (I, II, III) и 5 категорий. Группа оценивает качество поверхности и способ использования проката: группа I предназначена для применения без предварительной обработки поверхности, группа II предназначена для обработки резанием, группа III – для обработки давлением.

Категории различаются набором нормируемых механических свойств:

– для всех пяти категорий нормируют σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ и допустимый угол загиба φ ;

– для категории 3 дополнительно нормируют ударную вязкость KCU при 20 °С;

– для категории 4 – KCU при – 20 °С;

– для категории 5 – KCU при – 20 °С и склонность к деформационному старению C :

$$C = \frac{KC - KCA}{KC} \cdot 100, \%,$$

где KC – ударная вязкость стали в исходном состоянии, KCA – ударная вязкость стали, деформированной на 7–10 % после старения при 250 °С в течение одного часа.

Механические свойства стали зависят от толщины проката. Чем больше толщина листа, тем меньше прочность и пластичность стали (табл. 10.5).

Таблица 10.5

Механические свойства стали Ст3 в зависимости от толщины листа [1]

Толщина листа, мм	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
менее 10	≥ 255	≥ 28
100	≥ 205	≥ 21

Углеродистые стали обыкновенного качества предназначены для следующих целей:

– Ст0 предназначена для изготовления неответственных изделий (ограждения, ворота и пр.);

– низкоуглеродистые стали (Ст1, Ст2, Ст3) – строительные – предназначены для изготовления строительных металлоконструкций (сварные фермы, рамы), арматуры железобетонных изделий, труб;

– среднеуглеродистые стали (Ст4, Ст5, Ст6) – конструкционные, изготавливают рельсы, валы, шкивы, шестерни и другие детали грузоподъемных и сельскохозяйственных машин, колеса для железнодорожных вагонов и цистерн.

10.1.4. Углеродистые качественные стали [1, 2]

Машиностроительные стали

Поставляются в виде проката, поковок и других полуфабрикатов с гарантированным химическим составом и механическими свойствами в нормализованном состоянии (ГОСТ 1050-88) (табл. 10.6).

Расшифровка маркировки:

Сталь 45; 45 – среднее содержание С в сотых долях процента (0,45 % С);

Сталь 45 кп; кп – кипящая сталь.

Марки, механические свойства и применение качественных машиностроительных сталей

Марка стали	C, %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	φ , °	НВ	КСУ, МДж/м ² при 20°C	Применение
08	0,05–0,12	330	200	33	60	131	0,9	для холодной обработки давлением
10 15 20	Увеличение ↓	Увеличение ↓	Увеличение ↓	Уменьшение ↓	Уменьшение ↓	Увеличение ↓	Уменьшение ↓	упрочняемые цементацией
25								упрочняемые термической обработкой (валы, оси, зубчатые колеса)
30								
40								
45 50								
55	0,52–0,60	660	390	13	35	255	0,3	ответственные детали, упрочняемые термической обработкой
60	0,57–0,65	690	410	12	35	255	0,3	

Качественные инструментальные стали (У7, У8, У9.....У13)

Расшифровка маркировки:

У13; У – углеродистая сталь, 13 – содержание С в десятых долях процента (1,3 %).

Стали предназначены для изготовления слесарного и столярного инструмента, работающего с разогревом режущей кромки до 200 °С – зубила, молотки, плоскогубцы, топоры, напильники, сверла, резцы, измерительный инструмент (линейки, штангенциркули, калибры, скобы).

10.1.5. Высокачественные инструментальные стали [1]

Марки сталей – У7А, У8А, У9А.....У13А.

Расшифровка маркировки: **У13А**; У – углеродистая сталь, 13 – содержание С в десятых долях процента; (1,3 %), А – высококачественная сталь. Применение аналогично качественным инструментальным сталям.

10.1.6. Особая группа

К этой группе относятся стали повышенной обрабатываемости резанием (автоматные стали) и стали с повышенными литейными свойствами для фасонного литья.

Стали повышенной обрабатываемости резанием (A12, A20, A30, A40, AC40 и др.) содержат значительное количество S (0,08–0,5 %), и P (0,08–0,3 %), что способствует образованию при резании короткой ломкой стружки, легко удаляемой с металлорежущих станков-автоматов. Для улучшения обрабатываемости резанием в стали вводят также свинец, селен и теллур. Сталь также содержит Mn (0,5–1,5 %) и Si (до 0,3 %).

Стали применяются для изготовления метизов на станках-автоматах (болты, гайки, шайбы).

Расшифровка маркировки:

A12; А – автоматная сталь, 12 – содержание углерода в сотых долях процента;

AC14; С – сталь содержит Pb в количестве 0,3 %;

A35E; E – сталь содержит селен в количестве 0,1 %.

Стали с повышенными литейными свойствами для фасонного литья маркируют как 15Л, 25Л, 55Л и др.). Расшифровка марки **25Л**: 25 – содержание С в сотых долях процента (0,25 %), Л – литейная сталь.

10.2. Чугуны

Чугуны – железоуглеродистые литейные сплавы, содержащие в соответствии с диаграммой состояния Fe – С, углерод в количестве 2,14–6,67 %. Специфической особенностью чугуна является то, что в нем углерод содержится в свободном виде в форме графита, а также в связанном состоянии – в виде цементита [1–8, 13–15].

Достоинства чугунов: высокие литейные качества, высокая прочность при сжатии, хорошая обрабатываемость резанием, высокие антифрикционные свойства (низкий коэффициент трения); чугун быстро гасит вибрации и резонансные колебания.

Недостатки чугунов: высокая хрупкость, низкая прочность при растяжении и изгибе, низкая пластичность, так как включения свободного графита нарушают сплошность металла.

Для чугуна справедлива зависимость:

$$4\sigma_p = 2\sigma_{изг.} = \sigma_{сж.}$$

где σ_p , $\sigma_{изг.}$, $\sigma_{сж.}$ – пределы прочности при растяжении, изгибе и сжатии, соответственно.

10.2.1. Состав чугунов

Чугуны имеют следующий состав: Fe (основной компонент), C (2,2–3,7 %), Si (1–3 %), Mn (0,2–1,1 %), P (0,02–0,3 %), S (0,02–0,15 %).

Рассмотрим влияние компонентов на свойства чугунов.

Углерод – увеличение его содержания в сплаве приводит к ухудшению механических свойств чугуна за счет увеличения количества графитовых включений (поэтому применяются только доэвтектические чугуны), но к повышению литейных свойств (увеличивается жидкотекучесть сплава).

Кремний обладает графитизирующим действием, то есть способствует разложению цементита с образованием свободного графита.

Марганец – технологическая добавка, вводится для раскисления чугуна, однако затрудняет графитизацию цементита.

Сера – вредная примесь – ухудшает литейные качества (понижает жидкотекучесть, увеличивает усадку), способствует образованию трещин.

Фосфор увеличивает жидкотекучесть за счет образования тройной эвтектики (Fe + C + P) с $t_{пл} = 950\text{ }^\circ\text{C}$, увеличивает твердость и хрупкость.

10.2.2. Процессы графитизации в чугунах

При медленном охлаждении чугуна в нем протекают процессы графитизации, то есть процессы выделения углерода в виде графита. Кристаллизация графита из жидкого сплава и из аустенита протекает при несколько более высоких температурах, чем образование цементита (рис. 10.3).

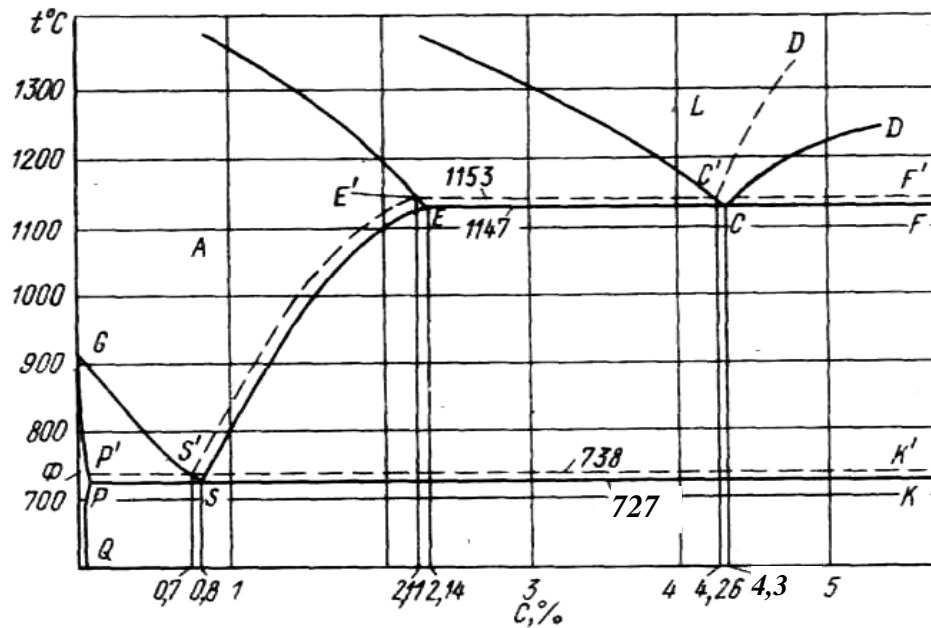
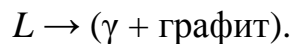
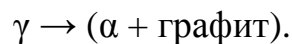


Рис. 10.3. Диаграмма Fe – C (сплошные линии – образование цементита, штриховые – графита) [5]

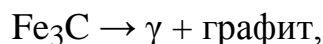
При температуре 1153 °С протекает процесс первичной графитизации с образованием графитовой эвтектики:



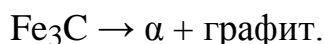
При температуре 738 °С – процесс вторичной графитизации с образованием эвтектоида:



При длительной выдержке чугуна, включающего цементит, происходит его разложение с образованием термодинамически более стабильной фазы графита. При температуре выше 738 °С протекает процесс:



при $t < 738$ °С процесс:



Структура чугуна зависит от того, какое количество углерода, входящего в его состав, находится в связанном состоянии в виде цементита ($C_{\text{св}}$, %). По этому признаку различают:

– белые чугуны: образуется при быстром охлаждении слитка или отливки, имеет структуру $(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \text{Fe}_3\text{C} + [(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \text{Fe}_3\text{C}]$, в белом чугуне весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита (Fe_3C), чугуны очень твердые, хрупкие, износостойкие, не обрабатываются режущим инструментом, для изготовления деталей машин не применяются; применяются так называемые отбеленные отливки (шары шаровых мельниц, валки прокатных станов, лемехи плугов и др.), имеющие на поверхности тонкий слой белого чугуна;

– половинчатые чугуны: $C_{\text{св}} > 0,8 \%$; структура чугуна – $(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \text{Fe}_3\text{C} + [(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \text{Fe}_3\text{C}] + \text{Графит}$;

– перлитные чугуны: $C_{\text{св}} = 0,8 \%$; структура чугуна – $(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \text{Графит}$;

– ферритно-перлитные чугуны: $C_{\text{св}} < 0,8 \%$; структура чугуна – $\alpha + (\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \text{графит}$;

– ферритные чугуны: $C_{\text{св}} = 0 \%$; структура чугуна – $\alpha + \text{графит}$.

Структура чугуновой отливки зависит от содержания в нем графитизирующих элементов (C и Si) и толщины стенки отливки, определяющей скорость ее охлаждения. Чем больше толщины стенки, тем меньше скорость охлаждения отливки.

Изменение структуры чугуна в зависимости от содержания углерода и кремния приведено на (рис. 10.4, а), в зависимости от толщины отливки и суммарного содержания углерода и кремния – на рис. 10.4, б.

10.2.3. Классификация, маркировка и применение чугунов

В зависимости от характера графитовых включений различают следующие виды чугунов.

1. Серый чугун. В сером чугуне включения графита имеют пластинчатую форму. В зависимости от структуры различают (рис. 10.5):

- ферритный серый чугун – $\alpha + \text{графит}$,
- перлитно-ферритный чугун – $(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \alpha + \text{графит}$,
- перлитный серый чугун – $(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \text{графит}$.

Марки: СЧ 25, СЧ 30, СЧ 35, СЧ 40, СЧ 50.

Расшифровка маркировки: СЧ – серый чугун, 30 – минимальное значение предела прочности на растяжение σ_B в кгс/мм².

ГОСТ 1412-79 регламентирует σ_B и твердость *HB*.

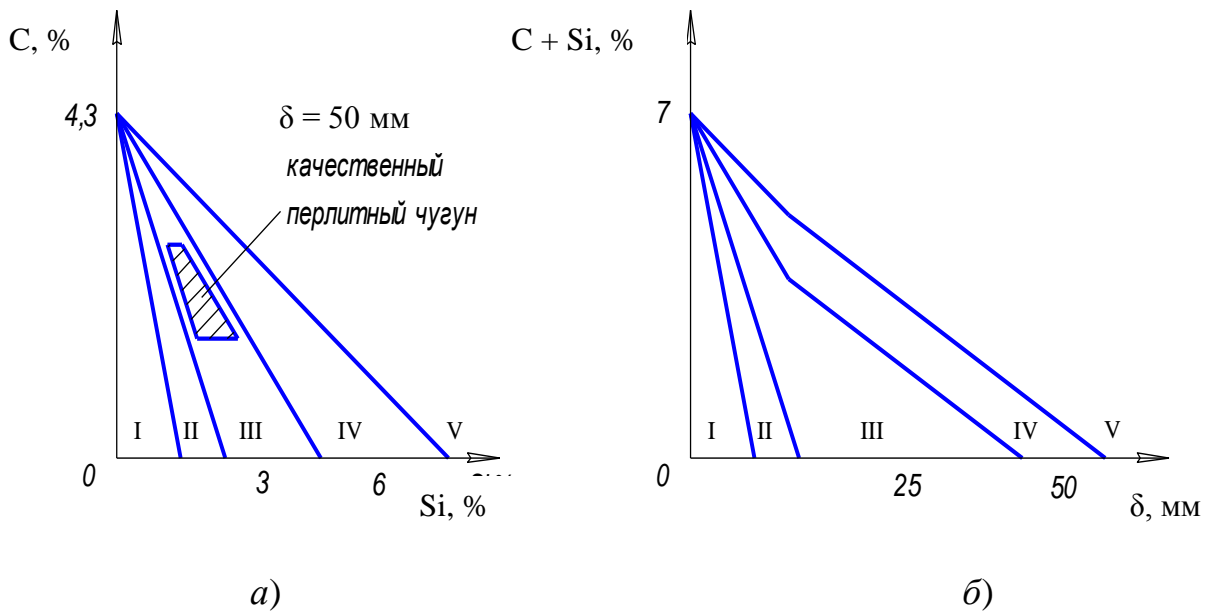


Рис. 10.4. Влияние содержания углерода и кремния (а) и толщины отливки (б) на структуру чугуна: I – белый чугун, II – половинчатый, III – перлитный, IV – перлитно-ферритный, V – ферритный [1, 2]

Наименование чугуна по структуре металлической основы	Полное наименование чугуна				НВ, МПа
	Серый	Вермикулярный	Ковкий	Высокопрочный	
Ферритный					1500
Ферритно-перлитный					2000
Перлитный					2500
δ , %	0,2	1–1,5	5–10	10–15	

Рис. 10.5. Классификация и свойства чугунов [1]

Применение: литые неотчетственные детали – шкивы, крышки, ограды, элементы канализационных систем (трубы, люки), батареи отопления, ванны и пр. Модифицированный чугун применяют для изготовления деталей, работающих на износ, например тормозных барабанов.

2. Чугун с вермикулярным графитом (рис 10.5) (ферритный, перлитно-ферритный или перлитный) получают путем введения в жидкий сплав комплексного модификатора (Mg + Ce). Включения графита имеют вид мелких пластин и сфер.

Марки: ЧВГ 25, ЧВГ 30, ЧВГ 35, ЧВГ 40, ЧВГ 45.

Расшифровка маркировки: ЧВГ – чугун с вермикулярным графитом, 30 – минимальное значение предела прочности на растяжение σ_B в кгс/мм².

ГОСТ регламентирует σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , *НВ*.

Применение: детали ДВС – блоки цилиндров, крышки блоков, поршни.

3. Ковкий чугун (рис. 10.5) (ферритный, перлитно-ферритный или перлитный). Получают путем длительного отжига (томления) отливок со структурой белого чугуна при $t = 750\text{--}1000$ °С в течение 70–80 час.

Включения графита имеют хлопьевидную форму.

Марки: КЧ 30-12, КЧ 35-10, КЧ 50-5, КЧ 80-1,5.

Расшифровка маркировки: КЧ – ковкий чугун, 30 – минимальное значение предела прочности на растяжение σ_B в кгс/мм², 12 – относительное удлинение после разрыва в %.

ГОСТ 1215-79 регламентирует σ_B , δ , *НВ*.

Применение: детали подвесок автомобилей – ступицы, рычаги, картеры мостов автомобилей.

4. Высокопрочный чугун (рис. 10.5) (ферритный, перлитно-ферритный или перлитный) получают путем введения в жидкий сплав Mg (0,02–0,08 %) в качестве модификатора.

Включения графита имеют шарообразную форму.

Марки: ВЧ 35, ВЧ 40, ВЧ 50, ВЧ 100.

Расшифровка маркировки: ВЧ – высокопрочный чугун, 35 – минимальное значение предела прочности на растяжение σ_B в кгс/мм².

ГОСТ 1215-79 регламентирует σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , *НВ*.

Применение: детали ДВС – блоки цилиндров, крышки блоков, поршни.

Значения твердости и пластичности чугунов различного типа приведены на рис. 10.5.

Контрольные вопросы

1. Каковы достоинства и недостатки углеродистых сталей?
2. Как изменяются механические свойства углеродистых сталей в зависимости от содержания углерода?
3. Каково влияние серы и фосфора на свойства стали?
4. Что такое раскисление стали? Как классифицируют стали в зависимости от степени раскисления?
5. Как классифицируют стали в зависимости от содержания серы и фосфора?
6. Расшифруйте марки стали: СтЗсп, сталь 50, У12А, АС40, 55Л.
7. Чем отличаются углеродистые стали от чугунов?
8. Каковы достоинства и недостатки чугунов?
9. Как классифицируют чугуны по степени графитизации цементита?
10. Как классифицируют чугуны по типу графитовых включений?
11. Расшифруйте марки чугуна: СЧ35, ЧВГ45, КЧ80-2, ВЧ100.

11. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Химические элементы, специально вводимые в сталь для изменения ее строения и получения необходимых свойств, называются легирующими [1, 5, 6, 13].

Стали, содержащие легирующие элементы, называются легированными.

Легирующие элементы могут находиться в сталях в следующем виде:

- в свободном виде, например, Ag, Pb, Cu;
- в форме интерметаллических соединений между собой и с Fe;
- в виде оксидов, сульфидов и других неметаллических включений;
- в карбидной фазе, то есть в виде раствора в цементите или в виде самостоятельных соединений с углеродом (образуют Ti, V, Cr, Mo, W и др.);
- в виде растворов в феррите и аустените.

11.1. Классификация легированных сталей

Легированные стали классифицируют по следующим признакам.

I. По количеству легирующих элементов.

При этом различают:

- низколегированные стали – суммарное содержание легирующих элементов составляет менее 3 %;
- среднелегированные – 3–10 %;
- высоколегированные – 10–50 %
- железосодержащие многокомпонентные сплавы – более 50 %.

II. По виду легирующего элемента.

Классификационным признаком является наличие в стали определенных легирующих элементов. Например:

- хромистые стали содержат Cr;
- никелевые стали содержат Ni;
- хромоникелевые стали содержат Cr и Ni;
- хромоникельмолибденовые стали содержат Cr, Ni и Mo.

III. По равновесной структуре.

Различают:

1. Доэвтектоидные стали, имеющие в структуре феррит.
2. Эвтектоидные стали, имеющие в структуре перлит.
3. Заэвтектоидные стали, имеющие в структуре вторичные карбиды.

В легированных сталях могут присутствовать следующие виды карбидов:

– карбиды легирующих элементов – соединения легирующих элементов с углеродом (Cr_nC_m , Mo_nC_m и др.);

– легированный цементит – соединения нескольких легирующих элементов с углеродом и железом, например: $\text{Fe}_a\text{Cr}_b\text{Ni}_c\text{C}_d$.

4. Ледебуритные стали, имеющие в структуре первичные карбиды, то есть выделившиеся из жидкой стали.

5. Аустенитные стали.

Ряд химических элементов (Ni, Mn, Co, C и др.), растворяясь в железе, понижают точку A_3 и повышают точку A_4 железа, расширяя таким образом область существования аустенита (рис. 11.1, а). В легированных сталях аустенит – это твердый раствор углерода и легирующих элементов в γ -железе (легированный аустенит).

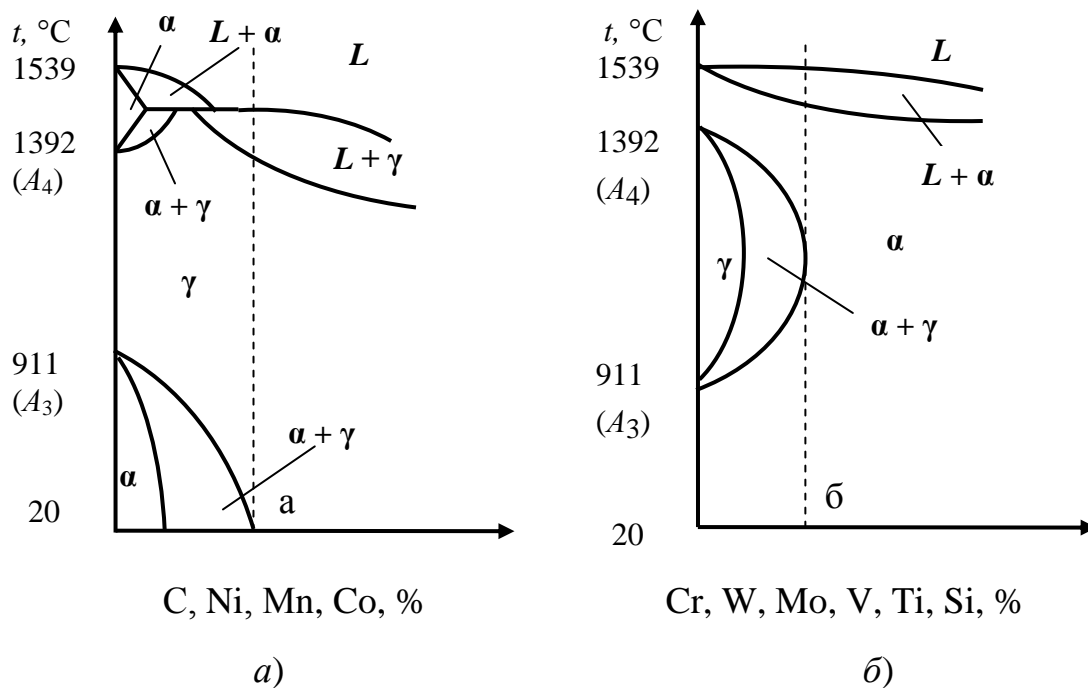


Рис. 11.1. Расширение областей существования аустенита (а) и феррита (б)

6. Ферритные стали.

Cr, Mo, W, V, Ti, Si повышают температуру A_3 и понижают температуру A_4 , то есть расширяют область существования феррита (рис. 11.1, б).

В легированных сталях феррит – это твердый раствор углерода и легирующих элементов в α -железе (легированный феррит).

Стали, содержащие более a и b легирующих элементов (см. рис. 11.1) не закаливаются, так как не претерпевают полиморфных превращений в твердом состоянии.

IV. По структуре после нормализации (см. рис. 11.2).

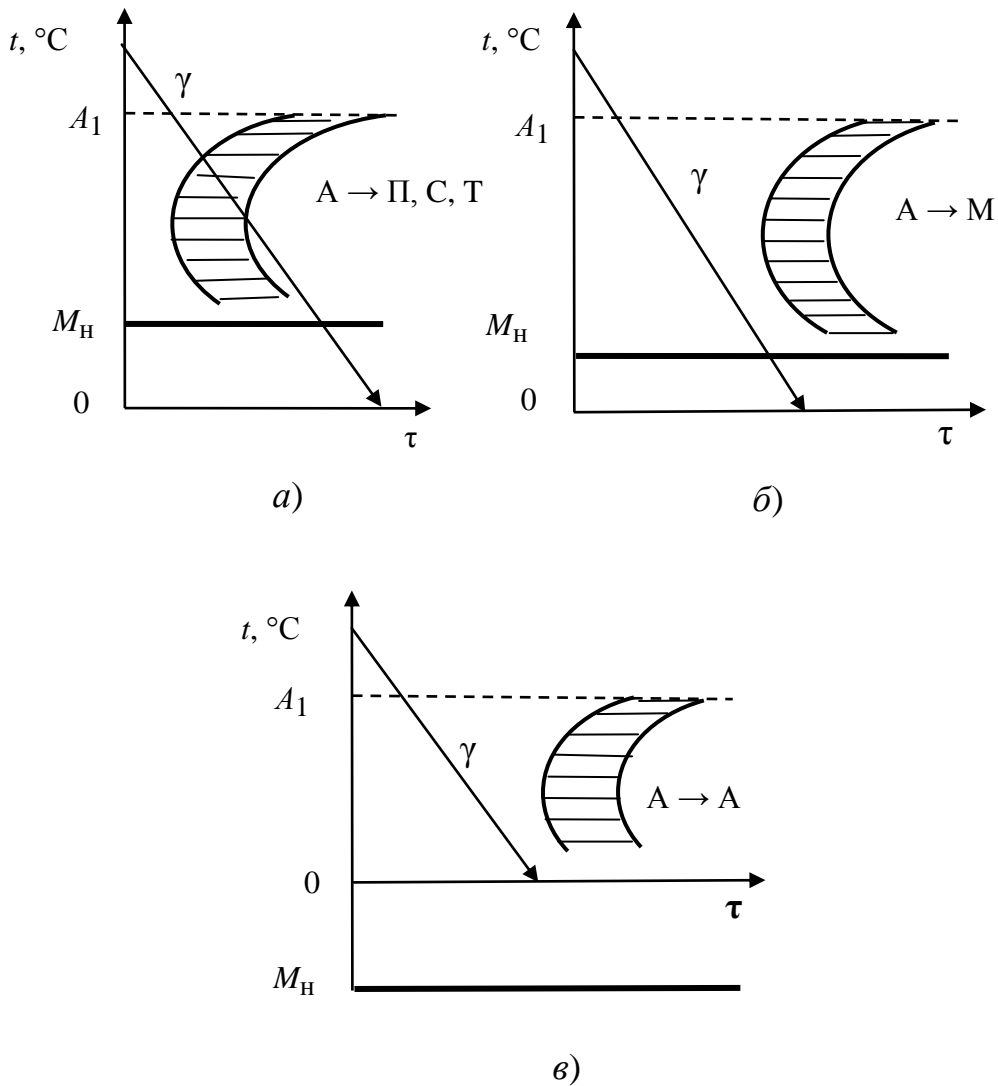


Рис. 11.2. Изменение структуры в процессе нормализации сталей перлитного (а), мартенситного (б) и аустенитного (в) классов [1]

1. Стали перлитного класса (содержит менее 3 % легирующих элементов). Линия охлаждения пересекает диаграмму изотермического превращения аустенита. Из аустенита образуются перлитные структуры – перлит, сорбит или троостит.

2. Стали мартенситного класса (содержат 3–10 % легирующих элементов). Линия охлаждения не пересекает диаграмму изотермического превращения аустенита. Температура начала мартенситного превращения M_H лежит в области положительных температур ($M_H > 0$). Образуется мартенсит.

3. Стали аустенитного класса (содержат более 10 % легирующих элементов). Линия охлаждения не пересекает диаграмму изотермического превращения аустенита. $M_H < 0$. При охлаждении до 0 °С сохраняется аустенитная структура.

При увеличении содержания легирующих элементов повышается устойчивость аустенита – диаграмма сдвигается вправо, а M_H понижается.

11.2. Влияние легирующих элементов на свойства стали

Хром Cr: повышает HV и σ_B ;

– несколько снижает KC и δ ;

– повышает износостойкость стали, с этой целью вводится в подшипниковые стали в количестве 0,4–1,65 %, в инструментальные быстрорежущие стали – 4–5 %;

– повышает коррозионную стойкость (при содержании Cr более 13 % сталь становится нержавеющей).

Никель Ni: повышает σ_B , KC , δ , коррозионную стойкость;

– придает немагнитные свойства;

– увеличивает жаростойкость и жаропрочность;

– уменьшает HV .

Вольфрам W: повышает HV и σ_B ;

– придает мелкозернистую структуру;

– увеличивает жаропрочность;

– повышает износостойкость стали (с этой целью вводится в инструментальные стали в количестве до 22 %).

Молибден Mo: повышает HV и σ_B ;

– увеличивает жаропрочность;

Ванадий V: повышает HV , E , усталостную прочность, жаропрочность; вводится в состав пружинных, быстрорежущих и жаропрочных сталей.

Титан Ti: придает мелкозернистую структуру.

Алюминий Al: повышает твердость азотируемой стали;

– увеличивает жаростойкость.

Бор B: в микроколичествах увеличивает прокаливаемость, KC , жаропрочность стали, так содержание 0,002–0,005 % B в стали эквивалентно вводу в нее 1 % Ni, 0,5 % Cr и 0,2 % Mo.

11.3. Маркировка легированных сталей

Применяется буквенно-цифровая маркировка легированных сталей [1–3]. Например, сталь **12X18H9T**.

Расшифровка маркировки:

– цифра впереди маркировки указывает содержание углерода в сотых долях процента – 12 – 0,12 % С; в инструментальных сталях – содержание углерода в десятых долях процента, например в стали **13X** содержание С составляет 1,3 %;

– буква в маркировке обозначает символ легирующего элемента:

Н – никель Ni, X – хром Cr, К – кобальт Co, Г – марганец Mn, Д – медь Cu, Р – бор В, В – вольфрам W, Т – титан Ti, Ю – алюминий Al, Ф – ванадий V, А – азот N, Б – ниобий Nb, Ц – цирконий Zr, С – кремний Si, П – фосфор P, Ч – редкоземельные металлы (лантаноиды - церий Ce, празеодим Pr др.), Е – селен Se.

– цифра, стоящая после символа легирующего элемента, указывает его содержание в целых процентах; если содержание легирующего элемента менее 1 % цифра не ставится;

– буква А: – в конце маркировки указывает на высокое качество стали (т.е. содержание S и P составляет менее 0,025 %), например, в стали 38ХМЮА; в середине маркировки буква А обозначает легирующий элемент азот.

Исключения:

1. Если в маркировке стали символы Mo (М) и V (Ф) указаны без цифр, то их содержание составляет 0,2–0,3 % каждого. Например, **12X1MФ**.

2. Обозначение подшипниковых сталей: например, **ШХ15**:

– Ш – указывает на то, что сталь предназначена для изготовления элементов подшипников качения;

– X – легирующий элемент Cr;

– 15 – сталь содержит 1,5 % Cr.

3. Обозначение инструментальных быстрорежущих сталей: например, **P18**:

– P – быстрорежущая сталь (rapid);

– 18 – указывает содержание W в целых процентах (сталь содержит 18 % W).

4. В сложнелегированных инструментальных сталях, содержащих более 1 % С, опускают цифру, указывающую на его содержание. Например: **X12M**: содержание С – 1,5 %; Cr – 12 %, Mo – 0,2–0,3 %.

5. Нестандартные стали обозначаются следующим образом:

ЭИ 197: Э – сталь выпущена заводом «Электросталь», И – исследовательская партия, 197 – № партии;

ЭП 398: Э – сталь выпущена заводом «Электросталь», П – пробная партия, 398 – № партии.

6. Буква Ш в конце маркировки указывает на особо высокое качество стали, например: **30ХГС-Ш**.

7. Электротехнические стали имеют цифровую маркировку, например: **1211**; первая цифра указывает структурное состояние и вид прокатки (1 – горячекатаная изотропная), вторая цифра указывает примерное содержание Si в процентах (2 %), третья цифра – условное обозначение основной нормируемой характеристики, четвертая цифра – условное обозначение значения нормируемого параметра.

11.4. Классификация легированных сталей по назначению

Строительные стали

Для металлических конструкций (прокат, балки, трубы) – 14Г, 14Г2, 18Г2.

Для корпусов крупных аппаратов, строительных ферм – 16ГС, 14ХГС.

Для арматуры железобетонных изделий – 18Г2С.

Достоинства строительных сталей – низкая стоимость, хорошая свариваемость.

Конструкционные (машиностроительные) стали

Упрочняемые в поверхностном слое:

– цементируемые – 15Х, 15ХФ, 12Х2Н4А, 20ХГНР (0,02 % В), 18ХГТ. Применяются для изготовления деталей, не требующих высокой прочности сердцевины;

– упрочняемые закалкой – 45Х, 50Х. Применяются для изготовления крупных валов, осей, шестерен;

– азотируемые – 38ХМЮА, 34ХМЮА, 30ХТ2М. Изготавливают шпиндели станков, гидравлические цилиндры.

Улучшаемые (закалка + высокий отпуск):

– с глубиной прокаливания 25–35 мм – 35Г2, 45Г2, 30Х, 40Х, 40ХФА. Изготавливают коленчатые валы и другие сильно нагруженные детали;

– с глубиной прокаливания 40–50 мм – 40ХН, 25ХГСА (хромансил), 35ХМ. Изготавливают валы, зубчатые колеса, штоки, тонкостенные трубы, цилиндры двигателей;

– с глубиной прокаливания 75 - 120 мм – 30ХН3А, 40ХНМА.

Специализированные машиностроительные стали

1. Высокопрочные и вязкие – Н18К9М5Т, Н10Х12Д2Т, Н4Х12К15М4Т; изготавливают зубчатые колеса, валы, корпуса ракет, химическое оборудование, пружины. $C < 0,03\%$.

2. Жаростойкие стали и сплавы (см. п. 12).

3. Жаропрочные стали и сплавы (см. п. 12).

4. Стали для криогенной аппаратуры – 0Х18Н10, 0Х18Н10Т, 12Х14Г14М3Т. Изготавливают баллоны для сжиженных газов, детали холодильных машин. Ноль впереди маркировки означает, что содержание С в стали $< 0,08\%$.

5. Износостойкие стали:

– стойкие в условиях кавитации – 12Х18Н10Т, 30Х10Г10. Изготавливают детали паровых и гидравлических турбин;

– стойкие в условиях в динамических нагрузок – Г12 (сталь Гадфильда), $C = 1,1-1,3\%$; изготавливают стрелки рельсов, щеки дробилок, треки гусениц танков, тракторов, экскаваторов.

6. Пружинные стали – 50ХГ, 50ХФА (изготавливают рессоры, пружины легковых автомобилей), 70С2ХА (пружины часовых механизмов).

7. Подшипниковые стали. ГОСТ 801-78 предусматривает четыре марки: ШХ6, ШХ15, ШХ9, ШХ15СГ, стали предназначены для изготовления элементов подшипников качения (шариковых, роликовых и др.).

Инструментальные стали и сплавы

1. Низколегированные нетеплостойкие стали (допускающие разогрев режущей кромки инструмента в процессе работы до 200–250 °С): Х, 13Х, 9ХС, ХВСГ, ХВ4, 9ХС (содержание С $> 1\%$). Изготавливают напильники, инструмент для обработки древесины – пилы, резцы, сверла и пр.

2. Теплостойкие (быстрорежущие) – допускают разогрев инструмента в процессе работы до 560 – 640 °С: P12, P6M5, P12Ф4К5, P8M3K6C. Изготавливают фрезы, сверла, развертки, резцы для обработки металла.

3. Стали для штампов холодной обработки давлением – X12, X12M, X12Ф1, X6BФ.

4. Стали для штампов горячей обработки давлением – 5ХНМ, 5ХНВ, 3Х2В8Ф, 4Х2В5МФ, 4Х2В2ФС.

5. Порошковые (металлокерамические) твердые сплавы.

К твердым сплавам относятся материалы, состоящие из высоко-твердых и тугоплавких карбидов вольфрама, титана, тантала, соединенных металлическим связующим. В качестве связующего применяют кобальт. Технология изготовления твердых сплавов заключается в следующем. Порошки карбидов и кобальта смешивают, прессуют и спекают при температуре 1400–1550 °С. Инструмент из твердого сплава не изготавливают целиком – из него изготавливают лишь режущую часть в виде пластины. Пластины из твердого сплава припаивают к державке инструмента (резцы, сверла, фрезы), выполненной из обычной конструкционной или инструментальной стали. По эксплуатационным свойствам твердые сплавы превосходят быстрорежущие стали. Они имеют высокую твердость (74–76 HRC), износостойкость и теплостойкость (800–1000 °С). Недостатками твердых сплавов являются высокая хрупкость и сложность изготовления фасонных изделий. Выпускают твердые сплавы трех групп:

5.1. Сплавы WC – Co (вольфрамовые). Сплавы маркируют буквами (В – карбид вольфрама, К – кобальт) и цифрой, показывающей содержание кобальта в процентах. Теплостойкость сплавов – 800 °С.

Из сплавов BK3–BK8 изготавливают режущие инструменты для обработки материалов, дающих прерывистую стружку (чугун, цветные металлы, фарфор, керамика).

Сплавы BK10 и BK15, имеющие из-за повышенного содержания кобальта более высокую вязкость, применяют для изготовления волоочильных и буровых инструментов.

5.2. Сплавы WC–TiC – Co (титановольфрамовые). К этой группе относятся сплавы T5K10, T30K4, T15K6.

Маркировка сплавов включает буквы (Т – карбид титана, К – кобальт) и цифры, показывающие содержание карбида титана и кобальта в процентах. Сплавы характеризуются более высокой, чем у сплавов первой группы, теплостойкостью (900–1000 °С), которая повышается по мере увеличения количества TiC. Их применяют для высоко-скоростного резания сталей.

5.3. Сплавы WC–TiC – TaC–Co (титанотанталовольфрамовые). К этой группе относятся сплавы ТТ7К12, ТТ8К6.

Маркировка сплавов включает буквы (ТТ – карбид титана и карбид тантала, К – кобальт) и цифры. Первая цифра показывает суммарное процентное содержание карбидов титана и тантала, вторая – содержание кобальта. От сплавов предыдущей группы эти сплавы отличаются большей прочностью и лучшей сопротивляемостью вибрациям и выкрашиванию. Их применяют при наиболее тяжелых условиях резания (черновая обработка стальных слитков, отливок, поковок).

Контрольные вопросы

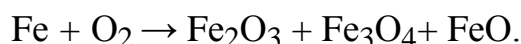
1. Как классифицируют стали по содержанию легирующих элементов?
2. Как влияет содержание легирующих элементов в стали на критические температуры железа?
3. Как классифицируют легированные стали по структуре после нормализации?
4. Как влияет содержание легирующих элементов на устойчивость аустенита?
5. Как влияют на свойства стали хром, никель, вольфрам, бор?
6. Расшифруйте марки стали: 12Х18Н9Т, 12Х1МФ, ШХ15, Р18М5.
7. Какой состав имеют металлокерамические инструментальные твердые сплавы?

12. ЖАРОСТОЙКИЕ И ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

12.1. Жаростойкие сплавы и стали

Жаростойкие (окалиностойкие) стали и сплавы – материалы, обладающие стойкостью к газовой коррозии при температурах выше 550 °С и работающие в ненагруженном или слабонагруженном состояниях [1].

Газовая коррозия – процесс химического разрушения металла под действием различных газов (O₂, H₂, SO₂, H₂S и др.). Например:



Интенсивность кислородной коррозии зависит от свойств оксидной пленки, образующейся на поверхности металла. Свойства пленки характеризуют коэффициентом сплошности k_c :

$$k_c = V_{\text{ок}} / V_{\text{м}},$$

где $V_{\text{м}}$ – объем металла, $V_{\text{ок}}$ – объем оксида, образовавшегося при окислении данного объема металла.

Защитными свойствами обладают оксидные пленки, для которых выполняется следующее условие:

$$1,0 < k_c < 2,5.$$

В этом случае на поверхности металла образуется плотная пленка оксида, препятствующая поступлению кислорода к поверхности металла и защищающая его от окисления.

Если $k_c < 1,0$ или больше 2,5 – металл не стоек к кислородной коррозии. В первом случае слой оксида имеет трещины, кислород беспрепятственно поступает по ним к поверхности металла и окисляет его. Во втором случае оксид отслаивается от поверхности металла с образованием трещин. Свойства оксидных пленок некоторых металлов приведены в табл. 12.1.

Как следует из табл. 12.1, Mg, Mo, W, Nb не являются жаростойкими материалами.

Для увеличения жаростойкости в состав стали вводят Cr, Al, Si и Ni.

Рассмотрим основные группы жаростойких сталей и сплавов (табл. 12.2).

1. Ферритные хромистые и хромоалюминиевые стали (Cr, Cr + Al) (табл. 12.2). Содержат 13–28 % Cr, имеют однофазную структуру легированного феррита, обладают высокой пластичностью, но имеют низкую жаропрочность. Жаростойкость увеличивается при увеличении содержания хрома.

Таблица 12.1

Свойства оксидных пленок некоторых металлов [1]

Металл	Оксид	k_c
Mg	MgO	0,79
Ni	NiO	1,52
Co	CoO	1,75
Fe	FeO	1,77
	Fe ₂ O ₃	2,14
	Fe ₃ O ₄	2,09
Cu	Cu ₂ O	1,67
Al	Al ₂ O ₃	1,31
Cr	Cr ₂ O ₃	2,02
Mo	MoO ₂	3,45
W	WO ₃	3,36
Nb	NbO	2,81

Таблица. 12.2

Жаростойкие стали и сплавы [1]

Марка стали, сплава	Температура интенсивного окисления, °С	Применение
1	2	3
<i>1. Ферритные хромистые и хромоалюминиевые (Cr, Cr + Al)</i>		
12X17	900	Теплообменники, термопары, трубы пиролизных установок
15X18СЮ	1050	
15X25Т	1150	
15X28	1250	

1	2	3
<i>2. Мартенситные хромосилицистые (Cr + Si) (сильхромы)</i>		
X6C (C < 0,2 %)	750	Клапаны двигателей внутреннего сгорания, теплообменники
40X9C2	850	
40X10C2M	900	
<i>3. Аустенитные хромоникелевые (Cr + Ni)</i>		
08X18H9T	600-800	Детали выхлопных систем ДВС, трубы, теплообменники
12X18H9T		
12X18H9		
20X25H20C2	1050	Подвески и опоры в котлах
36X18H25C2	1100	Головки форсунок

2. Мартенситные хромосилицистые стали (Cr + Si) (сильхромы) (табл. 12.2).

Содержат С (до 0,7 %), Cr (до 13 %), Si (до 2 %), после нормализации имеют мартенситную структуру. Имеют высокую жаропрочность.

3. Аустенитные хромоникелевые стали (Cr + Ni) (табл. 12.2).

Содержат Cr (до 25 %), Ni (до 25 %), Si (до 2 %), после нормализации имеют структуру легированного аустенита. Стали дорогие, так как содержат значительное количество никеля. Имеют высокую пластичность и жаропрочность.

12.2. Жаропрочные сплавы и стали

Жаропрочность – способность материала длительное время сопротивляться пластической деформации и разрушению при высоких температурах [1].

Детали современных паросиловых установок, двигателей внутреннего сгорания, металлургических печей, газовых турбин, ракетных двигателей, нефтеперерабатывающих установок работают при высоких температурах и несут большие нагрузки.

При $T = 0,3 T_{пл}$ в металлах и сплавах протекают следующие процессы:

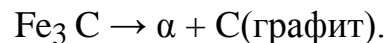
– увеличиваются частота и амплитуда тепловых колебаний ионов металлов, что приводит к уменьшению сил межионного взаимодействия;

– увеличивается скорость диффузии атомов и ионов, что приводит к разрушению бездиффузионных структур высокой прочности, созданных в результате термической обработки, например, мартенсита;

– протекают процессы сфероидизации и графитизации карбидов.

Сфероидизация – процесс превращения пластинчатого цементита в сферический (рис. 12.1).

Графитизация – процесс разложения цементита с образованием феррита и свободного графита:



Указанные процессы (тепловые колебания, диффузия, сфероидизация и графитизация карбидов) уменьшают $\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{\text{т}}$, E , $H\text{В}$ материала и увеличивают его пластичность (δ и ψ) и при длительном воздействии высоких температур вызывают *ползучесть* металла.

Ползучесть – процесс медленного нарастания пластической деформации материала под действием напряжений, меньших предела текучести.

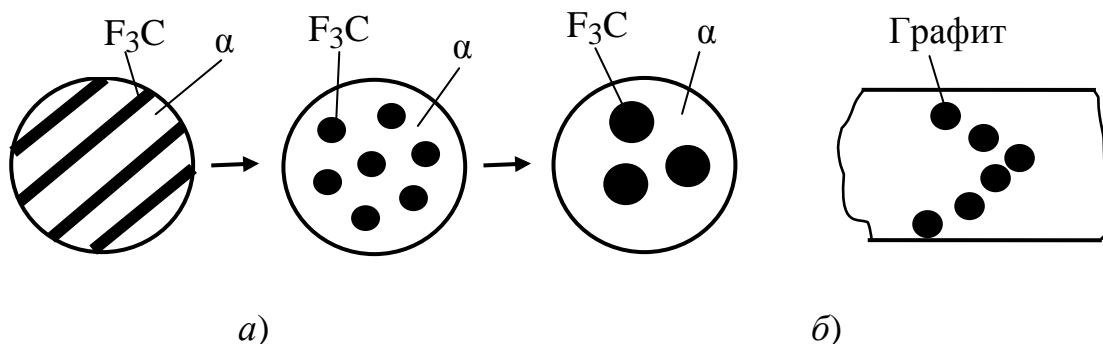


Рис. 12.1. Процесс сфероидизации цементита (а) и строчечная структура (б), образующаяся при графитизации цементита в стали [9]

Ползучесть материала оценивают по *кривой ползучести* $\varepsilon = f(\tau)$, где ε – относительная деформация, τ – время нагружения материала (рис. 12.2).

На кривой ползучести выделяют три стадии:

I – стадия затухающей скорости деформации;

II – стадия постоянной скорости деформации;

III – стадия увеличения скорости деформации (стадия разрушения).

В точке d происходит разрушение материала.

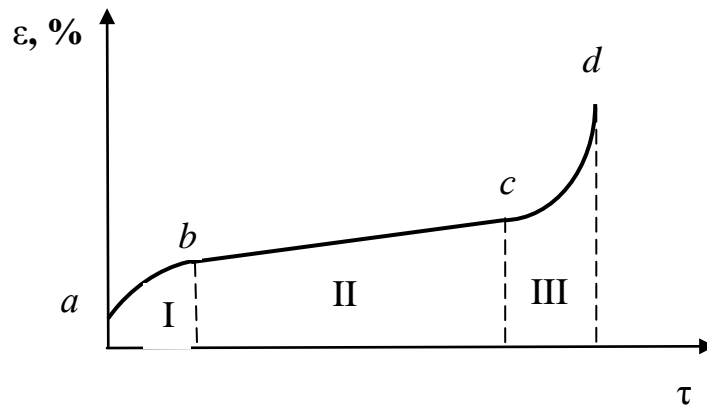


Рис. 12.2. Кривая ползучести

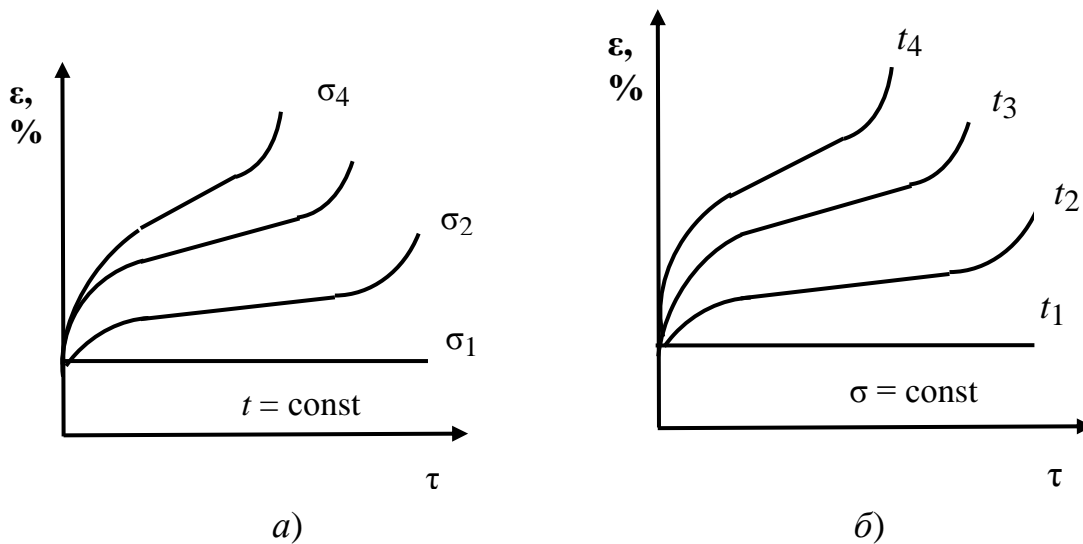


Рис. 12.3. Влияние напряжения (а) и температуры (б) на процесс ползучести металла [1]

Скорость ползучести увеличивается при увеличении напряжения (а) и температуры (б) (рис. 12.3).

12.2.1. Критерии жаропрочности

1. Предел кратковременной прочности (σ^t) – напряжение, которое вызывает разрушение материала при заданной температуре при кратковременном действии нагрузки. Например, выражение $\sigma^{1000} = 70$ МПа означает, что при $t = 1000$ °С и кратковременном действии нагрузки материал может работать без разрушения при напряжении менее 70 МПа.

2. Предел длительной прочности (σ_{τ}^t) – напряжение, которое вызывает разрушение материала при заданной температуре за определенное время. Например, запись

$$\sigma_{10^4}^{600} = 130 \text{ МПа}$$

означает, что при $t = 600$ °С и напряжении 130 МПа материал может эксплуатироваться без разрушения в течение 10^4 ч.

3. Предел ползучести ($\sigma_{\delta/\tau}^t$) – напряжение, под действием которого материал деформируется на определенную величину за определенное время при заданной температуре. Выражение

$$\sigma_{1/10^5}^{500} = 100 \text{ МПа}$$

означает, что при $t = 500$ °С и напряжении 100 МПа за время 10^5 ч в материале возникнет относительное удлинение $\delta = 1$ %.

12.2.2. Принципы создания жаропрочных материалов

1. Увеличение сил межионного взаимодействия в материале. Осуществляется путем легирования стали металлами с большой энергией связи (с высокой температурой плавления) – W, Mo, Ta и др.

2. Создание препятствий для перемещения дислокаций в процессе пластической деформации. Достигается путем легирования стали карбидообразующими элементами – Cr, Mo, Ti, V, Nb. Образующиеся высокодисперсные карбиды (Ti_nC_m , V_nC_m , Nb_nC_m и др.) препятствуют перемещению дислокаций.

3. Создание крупнозернистой структуры. Чем крупнее зерно, тем меньше протяженность межзеренных границ и возможность смещения одного зерна относительно другого.

4. Замена ОЦК кристаллической решетки на ГЦК решетку, так как прочность ГЦК-решетки значительно выше прочности ОЦК-решетки. Например, коэффициент самодиффузии железа при $t = 911$ °С в ГЦК-решетке в 300 раз меньше, чем в ОЦК-решетке. Способ реализуется путем введения в состав стали Ni и Co, расширяющих область существования аустенита.

12.2.3. Группы жаропрочных сталей и сплавов

Группы жаропрочных сталей и сплавов представлены в табл. 12.3.

Таблица 12.3

Группы жаропрочных сталей и сплавов [1]

№ п/п	Группа стали	Марка	Рабочая температура, °С	Особенности материала	Применение
1	2	3	4	5	6
1	Углеродистые качественные котельные стали	15К 16К 18К 20К 22К	до 450	Склонны к сфероидизации и графитизации цементита	Элементы котельных агрегатов (пароперегреватели, паропроводы, сосуды, котлы), химических и нефтеперерабатывающих аппаратов
2	Перлитные стали	15ХМ 12Х1МФ	450–580	Повышение рабочей температуры обеспечено за счет введения 1–3 % карбидообразующих легирующих элементов (Cr, Mo, V)	Элементы котельных агрегатов (пароперегреватели, паропроводы, сосуды, котлы), химических и нефтехимических аппаратов
		25Х2М1Ф			Детали паровых турбин (валы, роторы, диски, лопатки, крепежные детали)
3	Мартенситные стали	15Х5М 15Х11МФ 11Х11Н2В2 МФ	до 600	Повышенная стойкость в атмосфере пара топочных газов обеспечена за счет повышенного содержания Cr (5–12 %)	Детали паровых турбин (валы, роторы, диски, лопатки, крепежные детали)
		40Х10С2М (сильхром)			Клапаны ДВС

1	2	3	4	5	6
4	Аустенитные стали	12X18H10T 45X14H14B2M 10X11H20T3P	600–700	Повышение жаропрочности достигнуто за счет высокого содержания Cr (до 18 %) и Ni (до 35 %) и введения карбидообразующих элементов – Ti, W, Mo, B, Al, Nb	Элементы котельных агрегатов сверхкритических параметров
		08X11H35MTЮP			Детали паровых и газовых турбин
5	Никелевые сплавы	XH77TЮP C – 0,07 % Cr – 20 % Ni – 77 % Ti – 2,6 % Al – 0,8 %	750	Основные металлы – Ni (до 80 %) и Cr (до 20 %). Упрочняющие добавки – W, Mo, Ti, Co, Al, B	Детали паровых и газовых турбин
		XH55BMTKЮ C – 0,1% Cr – 10 % Ni – 55 % W – 4,9 % Mo – 5 % Ti – 1,6 % Co – 14 % Al – 4,5 %	950		
		XH80TBЮ	1050		Газопроводы

Контрольные вопросы

1. Какие стали называют жаростойкими?
2. Как влияют свойства оксидной пленки на жаростойкость металла?
3. Дайте определение жаропрочности.
4. Что такое ползучесть? Каковы причины возникновения этого явления?
5. Какими параметрами характеризуют жаропрочность материалов?
6. Каковы принципы конструирования жаропрочных материалов?

13. КОРРОЗИОННАЯ И РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОВ

Коррозией металлов называется процесс разрушения металлических материалов под действием окружающей среды.

Коррозионная стойкость – способность материала сопротивляться коррозионному воздействию среды.

По механизму протекания процесса различают химическую и электрохимическую коррозию.

Химическая коррозия обусловлена воздействием на металл сухих газов (газовая коррозия) и неэлектролитов, например, нефти и нефтепродуктов. Электрохимическая коррозия обусловлена воздействием на металл жидких электролитов: водных растворов солей, кислот, оснований или влажного воздуха (атмосферная коррозия), то есть сред, содержащих ионы и являющихся проводниками электричества.

Скорость коррозии оценивают глубинным K_T (мм/г) или массовым K_M (г/м²) показателями.

13.1. Электрохимическая коррозия

13.1.1. Нормальные потенциалы металлов

Если погрузить любой металл в раствор соли с концентрацией его ионов один грамм-ион на литр, то между металлическим электродом и раствором соли через некоторый промежуток времени установится равновесие.

При этом металлы, у которых равновесная концентрация ионов выше 1 грамм-ион/л (условно «активные» металлы), будут растворяться в растворе соли, то есть ионы металла будут переходить в раствор. Электрод зарядится отрицательно и будет притягивать к своей поверхности для нейтрализации отрицательного заряда положительные ионы металла. В результате у поверхности металла образуется так называемый двойной электрический слой с определенной разностью потенциалов $U_{эп}$. Эта величина называется электродным потенциалом. На рис. 13.1, а приведена схема образования двойного электрического слоя и электродного потенциала для цинкового электрода, помещенного в раствор сернокислого цинка $Zn SO_4$.

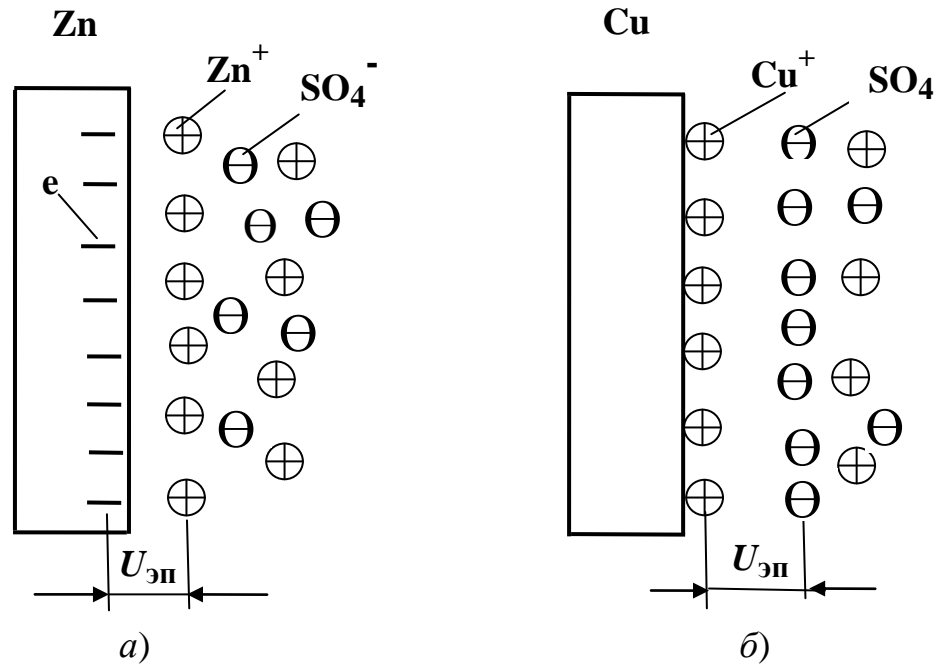


Рис. 13.1. Двойной электрический слой электроотрицательного (а) и электроположительного металла (б)

В случае «неактивных» металлов, у которых равновесная концентрация ионов меньше 1 грамм-ион/л, процесс взаимодействия с раствором соли протекает следующим образом. Ионы металла из раствора осаждаются на поверхности металла, заряжая ее положительно. Положительно заряженная поверхность притягивает из раствора для компенсации своего заряда некоторое количество отрицательных ионов. При этом также создается двойной электрический слой с определенным электродным потенциалом (рис. 13.1, б). Если подобным образом измерить электродные потенциалы всех металлов, то можно количественно охарактеризовать их активность. Однако прямое измерение электродных потенциалов невозможно. Поэтому для оценки активности металлов применяют так называемый нормальный потенциал металлов.

Нормальный потенциал металлов U_H — это разность потенциалов между металлом, погруженным в раствор его соли, содержащий один грамм-ион металла на литр, и так называемым нормальным водородным электродом.

Нормальный водородный электрод представляет из себя пластину, изготовленную из высокопористой платины, насыщенной водородом, и погруженной в дунормальный раствор серной кислоты. Такой электрод ведет себя так, как будто бы он изготовлен из чистого водорода. Схема прибора для определения нормального потенциала металлов приведена на рис. 13.2.

Значения нормальных потенциалов металлов приведены в табл. 13.1.

Чем меньше электродный потенциал, тем легче металл отдает ионы в раствор и тем ниже его коррозионная стойкость. При контакте двух металлов, находящихся в электролите, растворяться, то есть корродировать, будет металл с меньшим электродным потенциалом.

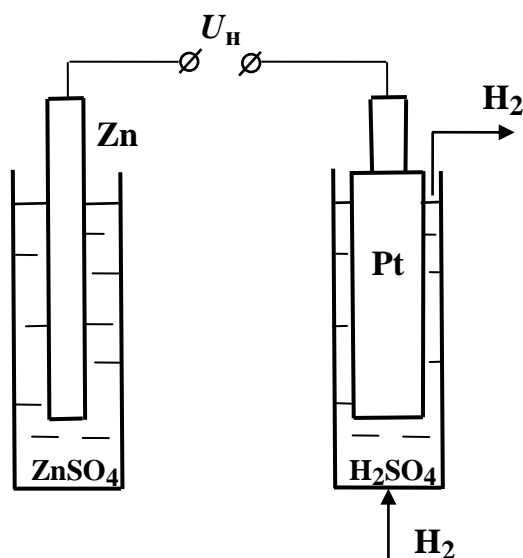


Рис. 13.2. Схема установки для определения нормального потенциала металлов

Таблица 13.1

Нормальные потенциалы металлов[1]

Элемент	Потенциал, В	Элемент	Потенциал, В
Mg	-2,370	Sn	-0,136
Al	-1,660	Pb	-0,126
Zn	-0,763	H ₂	0,000
Cr	-0,740	Cu	+0,337
Fe	-0,440	Ag	+0,799
Cd	-0,402	Pt	+1,190
Ni	-0,250	Au	+1,500

13.1.2. Влияние различных факторов на коррозионную стойкость металлов при электрохимической коррозии

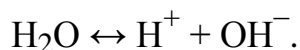
На коррозионную стойкость металлов и сплавов влияют следующие факторы.

I. Химический состав.

Причинами интенсивной коррозии металлов является контакт с менее активным металлом.

Рассмотрим, что происходит, когда два металла соприкасаются друг с другом, находясь во влажном воздухе, на примере медного листа с алюминиевой заклепкой (рис. 13.3).

Поверхность металлов покрыта тончайшей пленкой воды, адсорбированной из воздуха. При этом вода является электролитом, она диссоциирована на ионы водорода и гидроксила:



Образуется гальванический элемент, в котором отрицательным электродом (анодом) является Al, имеющий отрицательное значение нормального потенциала ($U_{\text{H}} = -1,660 \text{ В}$), а положительным электродом (катодом) является Cu ($U_{\text{H}} = +0,337 \text{ В}$).

В системе будут протекать следующие процессы:

1. Выход ионов алюминия из электрода в раствор за счет их притяжения полярными молекулами воды и переход избыточных электронов из алюминия в медь:

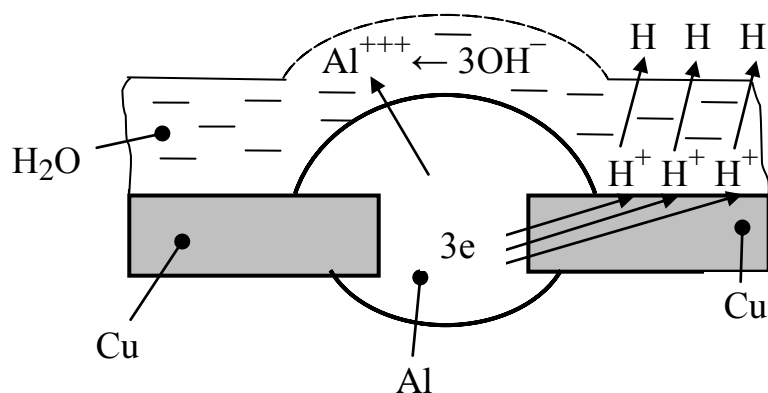
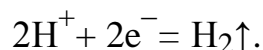
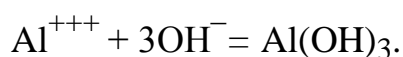


Рис. 13.3. Схема коррозии алюминия при контакте с медью

2. Разряд ионов водорода на поверхности медного электрода с образованием газообразного водорода:



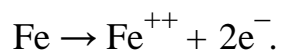
3. Взаимодействие в растворе ионов алюминия и ионов OH^- с образованием на поверхности алюминия гидроксида алюминия:



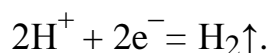
Таким образом, алюминий быстро подвергается коррозии с образованием на поверхности гидроксида алюминия $\text{Al}(\text{OH})_3$, а на поверхности меди выделяется газообразный водород.

Несколько сложнее протекает коррозия стали, находящейся в контакте с медью:

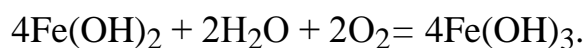
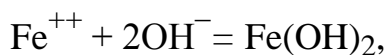
1. Выход ионов железа в раствор и переход избыточных электронов из железа к меди:



2. Разряд ионов водорода на поверхности медного электрода с образованием газообразного водорода:



3. Взаимодействие в растворе ионов железа с ионами OH^- и с кислородом с выделением на поверхности железа ржавчины $\text{Fe}(\text{OH})_3$:



II. Фазовая неоднородность.

Однофазные структуры более коррозионностойки, чем многофазные, так как анодами в них являются только дефектные участки кристаллов – границы между зёрнами, блоками и дислокации. При коррозии разрушаются лишь анодные участки, площадь которых невелика. Поэтому чистые металлы и однофазные сплавы почти не подвергаются коррозии.

Рассмотрим механизм коррозии, обусловленной фазовой неоднородностью на примере эвтектоидной стали У8. Такая сталь в равновесном состоянии имеет перлитную структуру. Перлит является механической смесью двух фаз – феррита и цементита Fe_3C . В материале образуется множество гальванических пар, где феррит является анодом, а цементит катодом. Во влажном воздухе протекает окисление феррита с образованием ржавчины $\text{Fe}(\text{OH})_3$ и выделение газообразного водорода на зёрнах цементита.

III. Размер кристаллов.

Мелкокристаллические металлы и сплавы корродируют быстрее крупнокристаллических ввиду большей поверхности межзеренных границ в последних. Межзеренные границы являются анодами и разрушаются в процессе электрохимической коррозии. Наиболее стойки к коррозии монокристаллы.

IV. Способность металла к пассивации поверхности.

Пассивацией называется переход металлов в состояние высокой коррозионной стойкости, связанное с торможением анодного процесса.

Состояние пассивности объясняется образованием на поверхности металла под действием окружающей среды тонкой и плотной защитной пленки, препятствующей выходу ионов металла в электролит.

По этому свойству различают следующие группы металлов:

а) коррозионно-стойкие непассивирующиеся металлы. К этой группе относятся электроположительные металлы Au, Pt, Ag, Cu, а также Sn и Pb, потенциалы которых имеют небольшие электроотрицательные значения. Au, Pt, Ag стойки к коррозии во всех средах, кроме некоторых концентрированных окисляющих кислот, а Cu, Sn и Pb – во влажной атмосфере, морской воде и многих органических кислотах;

б) коррозионно-стойкие пассивирующиеся металлы. К этой группе относятся электроотрицательные металлы Al, Ti, Cr, Ni, W, Mo.

Титан – в пассивированном состоянии по коррозионной стойкости уступает только золоту и платине. Сохраняет пассивность во влажной атмосфере при нагреве, в неорганических и органических кислотах, в морской воде, а также в горячих щелочах. Титановые сплавы сохраняют высокую коррозионную стойкость титана.

Алюминий – обладает высокой коррозионной стойкостью во влажной атмосфере, неорганических и органических кислотах. В щелочах корродирует с большой скоростью.

Примеси более электроположительных металлов (Fe, Cu, Zn) в десятых долях процента ухудшают коррозионную стойкость алюминия. Так, сплавы, содержащие до 5% Cu, – дуралюмины, высокопрочный сплав с цинком В95 – по коррозионной стойкости значительно уступают чистому алюминию.

Электроотрицательные элементы Si, Mn, Mg не устраняют пассивность алюминия. Поэтому простые силумины, а также сплавы алюминия с Mn и Mg (АМц и АМг) имеют высокую коррозионную стойкость;

в) коррозионно-нестойкие слабопассивирующиеся металлы. К этой группе относятся электроотрицательные металлы – Fe, Mn, Mg, Zn.

Легирование слабопассивирующихся металлов металлами группы б придает сплавам склонность к пассивации при условии образования твердых растворов. В пассивном состоянии повышается электрохимический потенциал сплава, который становится более электроположительным. Например, электрохимический потенциал железа становится положительным при содержании хрома в твердом растворе свыше 13 % (рис. 13.4). Скорость коррозии при этом резко снижается (рис. 13.4).

13.1.3. Виды электрохимической коррозии

В зависимости от условий, в которых протекает процесс электрохимической коррозии, различают атмосферную, морскую, почвенную, кислотную, щелочную коррозию. По характеру разрушения различают равномерную и местную коррозию.

Выделяют следующие виды местной коррозии.

Контактная коррозия – усиленное коррозионное разрушение более электроотрицательного металла в контакте с более электроположительным.

Межкристаллитная коррозия (МКК) – хрупкое коррозионное разрушение по границам кристаллов. Причиной МКК является электрохимическая неоднородность пограничных участков по сравнению с зернами металла. Пограничные участки являются анодами ввиду более низкого содержания в них легирующих элементов, например, никеля и поэтому быстро подвергаются коррозионному разрушению.

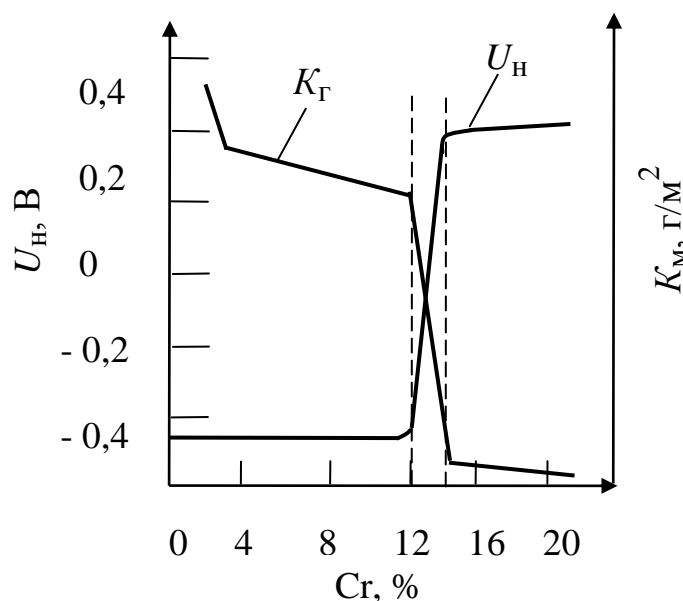


Рис. 13.4. Влияние содержания хрома на нормальный потенциал (U_H) и массовую скорость коррозии (K_M) стали [1]

Точечная (питтинг) и щелевая коррозия имеют сходные механизмы: происходят, когда нарушается сплошность защитной пленки, и в электролите не хватает кислорода для ее восстановления. Развитию коррозии способствует повышенная (начиная с 0,1 %) концентрация ионов хлора. Типичной средой для развития точечной коррозии является вода.

Коррозионное растрескивание появляется в результате одновременного действия коррозионно-активной среды и растягивающих напряжений. Коррозионная трещина возникает уже при напряжениях $0,5\sigma_{0,2}$.

Коррозионное усталостное разрушение – возникает в результате одновременного действия коррозионно-активной среды и циклических нагрузок. Предел выносливости металлов в коррозионной среде уменьшается по сравнению с этой величиной в нейтральной среде.

Причиной уменьшения прочности металла в двух последних случаях является следующее – в вершине первоначальной трещины возникает активный анод, что приводит к электрохимическому растворению металла в вершине трещины и ее быстрому распространению по всему сечению детали.

13.2. Коррозионно-стойкие стали

Коррозионно-стойкие стали являются высоколегированными и содержат не менее 13 % хрома, что обеспечивает образование на поверхности металла пассивирующей защитной пленки.

Их разделяют на классы в зависимости от структуры, которая образуется после высокотемпературного нагрева и охлаждения на воздухе: аустенитный, ферритный, мартенситный, аустенито-ферритный, аустенито-мартенситный, мартенсито-ферритный (рис. 13.5). Суммарное влияние феррито- и аустенитообразующих элементов на структуру стали характеризуют эквивалентами хрома $Cr_{ЭКВ}$ и никеля $Ni_{ЭКВ}$:

$$Cr_{ЭКВ} = Cr + 2Si + 1,5Mo + 5V + 5,5Al + 1,75Nb + 1,5Ti + 0,75W;$$

$$Ni_{ЭКВ} = Ni + 0,5Mn + 30C + 30N + 0,3Cu,$$

где символы легирующих элементов обозначают их массовые доли (в %) в данной марке стали, а цифры – коэффициенты активности.

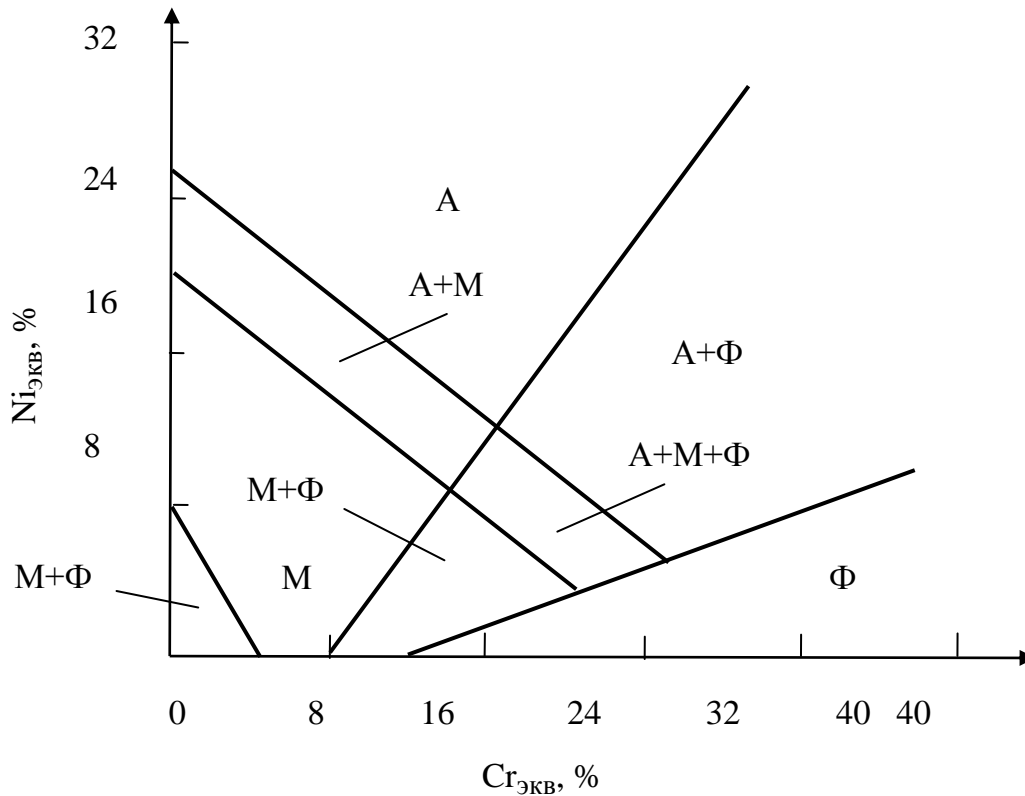


Рис. 13.5. Зависимость структуры коррозионно-стойких сталей от их химического состава [1]

Например, определим к какому классу относится сталь 20X13H4Г9. Для этой стали имеем:

$$Cr_{\text{экв}} = 13;$$

$$Ni_{\text{экв}} = 4 + 0,5 \cdot 9 + 30 \cdot 0,2 = 14,5.$$

По рис. 13.5 определяем, что данная сталь относится к аустенито-мартенситному классу.

Марки и области применения коррозионно-стойких сталей приведены в табл. 13.2.

Коррозионно-стойкие стали (ГОСТ 5632-72)

Структурный класс	Марка	Область применения
Ферритный	08X13 08X18T1	Изделия, подвергающиеся действию слабоагрессивных сред (атмосферные осадки, слабые растворы кислот) при комнатных температурах
	15X25T 15X28	Стойки в кипящих растворах 40 % и выше азотной кислоты, в горячих растворах щелочей
Аустенитный	08X18H10T 12X18H9 12X18H10T	Сварная аппаратура, работающая в окислительных средах, например, в азотной кислоте
	08X17H13M2T	Сварная аппаратура, работающая в кипящей фосфорной, серной и 10 % уксусной кислоте
	10X14Г14H4T	Сварная аппаратура, работающая в окислительных средах слабой агрессивности, а также при низких температурах (до $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$)
	05X18A120 05X21A120 05X24A120	Безникелевые стали. Имеют σ_{T} в 3–4 выше, чем у стали 08X18H10T, сохраняют высокую прочность и коррозионную стойкость до $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$
Мартенситный	40X13, 30X13	Режущий, измерительный, хирургический инструмент, упругие элементы
Мартенсито-ферритный	12X13, 20X13	Изделия, подвергающиеся действию слабоагрессивных сред, предметы домашнего обихода
Аустенито-ферритный	08X21H6M2T	Заменитель стали 08X17H13M2T
	08X22H6T	Сварная аппаратура в химической, пищевой и других отраслях. Заменитель стали 08X18H10T при температурах до $300\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Рассмотрим особенности некоторых классов стали.

Аустенитные стали – наиболее важный класс коррозионно-стойких сталей по масштабу использования и универсальности применения. По химическому составу их разделяют на хромо-никелевые и хромо-марганцевые. Достоинствами сталей являются: высокие коррозионная стойкость, пластичность и вязкость, хорошие литейные свойства и хорошая свариваемость. Недостатки – плохая обрабатываемость резанием, низкий предел текучести, подверженность опасным видам коррозии – МКК, коррозионному растрескиванию и точечной коррозии.

Разработаны азотосодержащие (1,0–1,3 % N) безникелевые коррозионностойкие стали. Эти стали имеют высокую прочность и коррозионную стойкость при температурах до 1200 °С, а также низкую стоимость. Имеют предел текучести в 3–4 выше, чем у стали 08X18H10T. Стали содержат легирующие элементы – Ti, Nb, V, Cr, Mn, которые образуют с азотом прочные и коррозионно-стойкие нитриды. Введение азота в жидкую сталь производится при давлении газообразного азота 10 МПа.

Ферритные стали – стали более дешевые по сравнению с аустенитными. По техническим свойствам хуже аустенитных. Недостатки сталей – склонность к охрупчиванию при нагреве выше 1000–1100°С, низкая технологичность при сварке.

Аустенитно-ферритные стали – стали более дешевые по сравнению с аустенитными, так как содержат меньше никеля, прочнее их в 1,5–2 раза, имеют почти такую же коррозионную стойкость, как сталь 12X18H10T.

Мартенситные стали – после отжига удовлетворительно обрабатываются резанием, горячая обработка давлением и сварка затруднены из-за образования мартенсита.

13.3. Коррозионно-стойкие покрытия

Металлические покрытия по механизму влияния делят на катодные и анодные.

Катодные покрытия изготавливают из более электроположительного металла. Вследствие высокой коррозионной стойкости эти покрытия долговечны, но не выносят механических повреждений. При повреждении такого покрытия основной металл, как более электроотрицательный, является анодом и корродирует даже быстрее, нежели без покрытия. Примером катодного покрытия является лужение – покрытие низкоуглеродистой стали свинцом или оловом (белая жесть), (рис. 13.6, а).

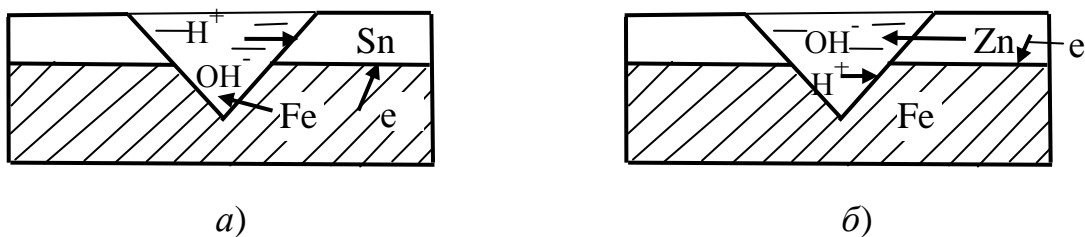


Рис. 13.6. Схема электрохимической коррозии при катодном (а) и анодном (б) покрытиях

Анодные покрытия изготавливают из более электроотрицательного металла. При повреждении покрытия образуется гальваническая пара, где анодом является металл покрытия, а катодом – основной металл. В процессе электрохимической коррозии в первую очередь происходит разрушение металла покрытия и только после его полного разрушения начинает корродировать основной металл. Примером анодного покрытия является покрытие железа или низкоуглеродистой стали цинком или кадмием (рис. 13.6, б).

Неметаллические покрытия (лаки, краски, эмали, защитные полимерные покрытия и смазки) защищают металл от непосредственного контакта с окружающей средой и тем самым предотвращают его коррозию. При повреждении покрытия происходит интенсивная коррозия защищаемого металла в месте повреждения.

13.4. Радиационная стойкость материалов

Радиационная стойкость – это стабильность структуры и свойств материала в условиях радиационного облучения [9, 10].

Наибольшее влияние радиоактивное облучение оказывает на механические свойства и коррозионную стойкость материалов.

Облучение приводит к образованию точечных и линейных дефектов кристаллической структуры, микропор и других структурных повреждений материалов. Наибольшее количество структурных изменений в материале вызывает облучение нейтронами, меньшее количество дефектов вызывает облучение протонами и α -частицами (ядра гелия).

Облучение при температуре ниже температуры рекристаллизации – низкотемпературное облучение влияет на механические свойства металлов и сплавов так же, как холодная пластическая деформация: прочность материала увеличивается, а пластичность уменьшается. Упрочнение, полученное в результате низкотемпературного облучения, сохраняется при последующем нагреве до температуры рекристаллизации.

Облучение материала, ранее подвергнутого низкотемпературному облучению, при температуре выше температуры рекристаллизации – высокотемпературное облучение (радиационный отжиг) приводит к восстановлению структуры металла и его механических свойств, до значений, которые он имел до низкотемпературного облучения.

При высокотемпературном облучении очень большим потоком нейтронов в некоторых металлах (ауэнитные хромо-никелевые стали и сплавы, сплавы на основе Ni, Mo, Ti, Zr, Be) возникает процесс радиационного распухания или свелинг. Объем металла увеличивается до 10–15 %. Распухание вызывает изменение формы и размеров деталей, а также ухудшение механических свойств. Дополнительное легирование

хромоникелевых сталей Ti, Mo, Nb и их холодная пластическая деформация уменьшают распухание.

Облучение, вызывая структурные повреждения металлов, снижает их электрохимический потенциал и ускоряет процесс коррозионного разрушения. В пассивирующихся металлах облучение разрушает поверхностные защитные пленки и также ускоряет процесс их коррозии.

При облучении происходит радиолиз электролита: молекулы воды разрушаются с образованием ионов и атомов кислорода, водорода и группы OH. Кислород окисляет металл, а водород наводороживает его. Оба процесса – окисление и наводороживание – ускоряют электрохимическое разрушение металла.

Скорость коррозии алюминия и его сплавов в воде при облучении нейтронами при 190 °С увеличивается в 2–3 раза. Скорость коррозии циркониевых сплавов при облучении увеличивается в 50–70 раз. Причина – разрушение защитных окисных пленок под действием радиационного облучения.

В конструкциях, подверженных облучению (оболочки урановых стержней, корпуса и трубопроводы реакторов, корпуса синхрофазотронов), в качестве конструкционных материалов, обладающих необходимым комплексом жаропрочности и коррозионной стойкости, используют высоколегированные стали и сплавы на основе Zr, Al, Mg, Be. Радиационная стойкость этих сплавов объясняется их способностью слабо поглощать нейтроны.

Контрольные вопросы

1. Что называется коррозией и коррозионной стойкостью металлов?
2. Что такое химическая и электрохимическая коррозия?
3. Что называется нормальным потенциалом металлов?
4. Как влияет фазовая неоднородность на коррозионную стойкость металлов?
5. Какие виды электрохимической коррозии Вы знаете?
6. Почему сталь, содержащая более 13 % хрома, становится нержавеющей?
7. Чем различаются анодные и катодные защитные покрытия? Приведите примеры таких покрытий.
8. Как изменяются свойства металлов под действием низкотемпературного радиационного облучения?
9. Что такое свелинг?
10. Как влияет радиационное облучение на коррозионную стойкость металлов?

14. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Чистые цветные металлы: магний, алюминий, бериллий, медь имеют низкий комплекс механических свойств, поэтому в качестве конструкционных материалов применяют сплавы на их основе. Титан применяется как конструкционный материал, как в чистом виде, так и в виде сплавов с другими химическими элементами.

Некоторые свойства цветных металлов и, для сравнения, железа приведены в табл. 14.1.

Таблица 14.1

Некоторые свойства цветных металлов и железа [1]

Металл	$t_{пл},$ °C	$\rho,$ г/см ³	$\sigma_B,$ МПа	$\delta,$ %	$E \cdot 10^{-3},$ МПа	Тип кристаллической решетки	Содержание в земной коре, %	Относительная стоимость
Mg	650	1,7	150	15	45,7	ГПУ	2,4	8
Be	1284	1,8	250	1	300	Гексагональная	0,0005	500
Al	660	2,7	60	40	71	ГЦК	8,8	6
Ti	1672	4,5	600	20	-	α -ГПУ, β -ОЦК	0,6	90
Cu	1083	8,9	200	25	120	ГЦК	0,01	7,5
Fe	1539	7,8	250	40	210	α -ОЦК γ -ГЦК	4,7	1

14.1. Алюминий и сплавы на его основе

14.1.1. Свойства алюминия

Характерные свойства алюминия [1, 3, 5–8]:

1. Высокая пластичность.

Это свойство позволяет путем холодной пластической деформации изготавливать электротехническую проволоку, листы, тонкую фольгу для изготовления электрических конденсаторов и упаковки кондитерских изделий.

2. Высокая электропроводность (65 % от электропроводности меди).

Свойство позволяет использовать Al в качестве проводникового материала для изготовления электрических проводов и кабелей. При этом провод из Al при одинаковом электрическом сопротивлении в два раза легче провода, изготовленного из меди.

3. Высокая коррозионная стойкость, обусловленная образованием на поверхности металла плотной и прочной защитной оксидной пленки Al_2O_3 . Алюминий устойчив к действию минеральных и органических кислот. Применяется для изготовления емкостей, предназначенных для хранения и транспортировки кислот и пищевых продуктов, для изготовления бытовой посуды.

14.1.2. Марки алюминия

Марки алюминия приведены в таблице 14.2.

Таблица 14.2

Марки алюминия

Марка	Содержание Al, %	Примеси	Примечание
A999	99,999	Fe, Si	Особой чистоты
A995	99,995		Высокой чистоты
A99	99,99		
A95	99,95		
A85	99,85		Технической чистоты
A7	99,7		
A6	99,6		
..... A0 99,0		

14.1.3. Классификация, свойства, маркировка и применение алюминиевых сплавов

Алюминиевые сплавы классифицируют по диаграмме равновесия Al – легирующий элемент *B* (Mn, Mg, Cu, Si и др.) (рис. 14.1).

В зависимости от содержания легирующего элемента *B* выделяют следующие виды сплавов:

1. Деформируемые сплавы ($0 < B < n$) имеют повышенную пластичность, обрабатываются давлением.

1.1. Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой ($0 < B < m$); сплавы имеют однофазную структуру α , не претерпевают полиморфных превращений в твердом состоянии.

К этой группе относятся сплавы Al – Mn и Al – Mg.

Mn вводят в состав сплавов для увеличения прочности и коррозионной стойкости, Mg – для увеличения прочности.

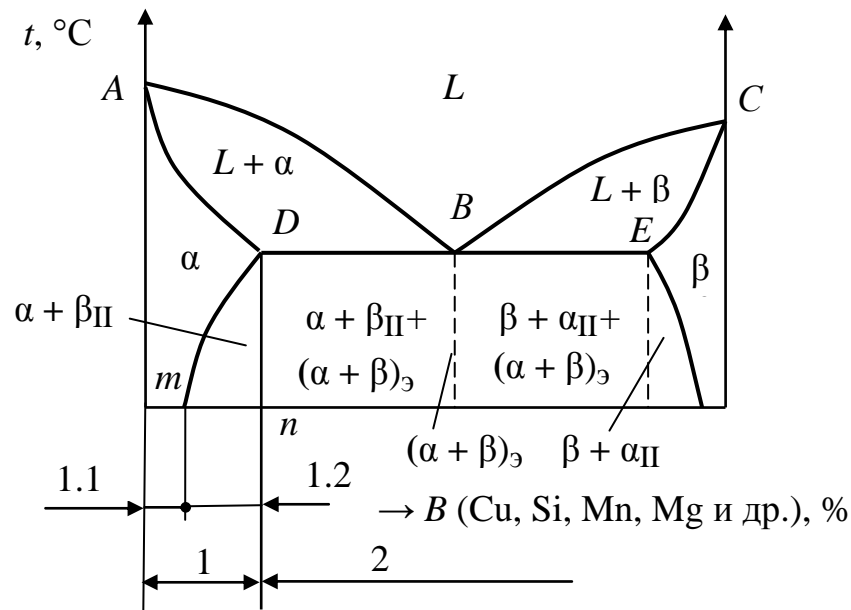


Рис. 14.1. Классификации алюминиевых сплавов [1]

Марки: АМц, АМц2, АМг2, АМг6.

Расшифровка маркировки:

А – алюминий (основной компонент), Мц – марганец, Мг – магний.

Цифра, стоящая после символа легирующего элемента, указывает его содержание в целых процентах, например, сплав АМг6 содержит 6 % Mg и 94 % Al.

Свойства сплавов: высокая пластичность и коррозионная стойкость, хорошая свариваемость.

Применение: сплавы применяют для изготовления корпусов морских судов (яхт и лодок), мачт, кузовов автомобилей, кабин лифтов, емкостей для хранения и транспортировки горючего и минеральных кислот.

1.2. Деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой ($m < B < n$); при нагреве выше линии Dm и последующем быстром охлаждении в сплавах фиксируется пересыщенный твердый раствор α .

Дуралюмины. Состав сплава: Al – Cu (2–5 %) – Mg (до 2 %) – Mn (0,4–0,9 %) – Fe, Si (0,5–0,7 %).

Марки :

Д1 – нормальный дуралюминий.

Д16 – супердуралюмин, имеет повышенную прочность.

Д1 и Д16 применяются для изготовления обшивочных элементов самолетов, вертолетов, морских и речных быстроходных судов, кузовов грузовых автомобилей. Дуралюминий имеет низкую коррозионную стойкость. Для увеличения коррозионной стойкости его покрывают тонким слоем (3 % от толщины основного металла) чистого алюминия. Такая операция называется плакированием.

Д18 – заклепочный дюралюминий, не теряет пластичности при старении; применяется для изготовления заклепок.

В95 – высокопрочный сплав (дополнительно содержит Cr – 0,5 % и Zn – 6 %). Применяется для изготовления заклепок, силовых элементов самолетов, вертолетов, катеров (лонжероны, шпангоуты и др.), лопастей авиационных двигателей.

Свойства сплава: $\sigma_B = 600\text{--}650$ МПа, $HB\ 1500\text{--}1700$, $\delta = 8\text{--}10$ %.

Сплав Al – Mg – Li – наиболее легкий из дюралюминов.

Дюралюмины выпускаются в виде листов, плит, прутков, проволоки.

Ковочные (жаропрочные) сплавы. Состав сплавов: по составу близки к дюралюминам, содержат большее количество Si (до 1,2 %), а также Fe, Ni.

Марки: АК2, АК4, АК6, АК8.

Расшифровка маркировки: А – алюминий; К – ковочный; 2, 4, 6 – номер марки.

Свойства: имеют высокую пластичность, хорошо поддаются горячей обработке давлением, сохраняют жаропрочность до 350°C.

Применение: изготавливают поршни ДВС, детали турбин и компрессоров (диски, лопатки), лопасти винтов вертолетов.

2. Литейные сплавы ($B > n$); обладают повышенными литейными качествами, так как содержат легкоплавкую структурную составляющую – эвтектику – ($\alpha + \beta$).

Сплавы Al - Si (силумины). Марки : АЛ2, АЛ4, АЛ9.

Расшифровка маркировки: А – алюминий; Л – литейный сплав; 2, 4, 9 – номер марки.

Состав сплавов: содержат до 13 % Si, остальное Al.

Свойства: сплавы имеют высокие литейные качества, хорошую свариваемость.

Применение: изготавливают детали ДВС (блоки цилиндров, головки блоков), детали компрессоров, диски автомобильных колес.

Сплавы Al – Cu. Марки: АЛ7, АЛ19.

Состав сплавов: содержат Cu (более 6 %), Mn до 1 %, Ti – 0,05–0,15 %.

Свойства: высокая прочность, хорошая обрабатываемость резанием, хорошая свариваемость.

Применение: используется для изготовления литых деталей, работающих при температурах до 300 °С.

Сплавы Al – Mg (магналь). Марки: АЛ8, АЛ27.

Состав сплавов: содержат до 12 % Mg.

Свойства: высокая прочность, коррозионная стойкость, вязкость, хорошая обрабатываемость резанием.

Применение: используется в судо-, самолето- и ракетостроении для изготовления литых деталей, работающих в условиях повышенной влажности (детали приборов, шасси, хвостового оперения др.)

14.1.4. Термическая обработка дюралюминия

Рассмотрим термическую обработку дюралюминия на примере двухкомпонентного сплава Al – Cu. Упрощенная диаграмма равновесия для этого сплава приведена на рис. 14.2.

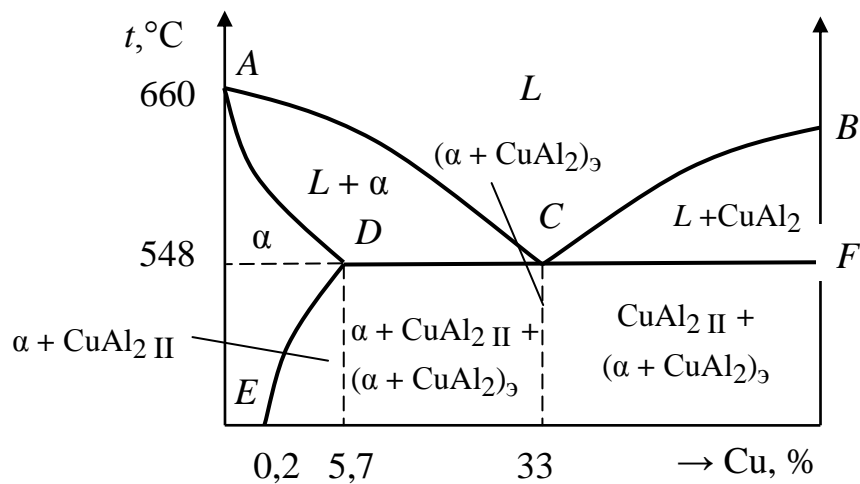


Рис. 14.2. Упрощенная диаграмма состояния сплава Al – Cu

Фазы сплава:

1. L – жидкий сплав компонентов;
2. CuAl_2 – химическое соединение Cu и Al;
3. α – твердый раствор меди в алюминии.

Характерные линии:

- ACB – линия ликвидус;
- $ADCF$ – линия солидус;
- DE – линия предельной растворимости меди в алюминии.

Характерные точки:

- т. *A* – температура плавления алюминия (660 °С);
- т. *B* – температура плавления CuAl_2 ;
- т. *D* – точка максимальной растворимости Cu в Al (при $t = 548$ °С растворимость составляет 5,7 %);
- т. *E* – точка растворимости Cu в Al при $t = 20$ °С (0,2 %).

Фазовый состав областей:

- выше линии ликвидус – *L*;
- *ACD* – $L + \alpha$;
- *BCF* – $L + \text{CuAl}_2 \text{ I}$;
- *ADE* – α ;
- ниже линии *DE* – $\alpha + \text{CuAl}_2 \text{ II}$;
- ниже точки *C* – эвтектика $(\alpha + \text{CuAl}_2)_3$;
- ниже линии *CD* – $\alpha + \text{CuAl}_2 \text{ II} + (\alpha + \text{CuAl}_2)_3$;
- ниже линии *CF* – $\text{CuAl}_2 \text{ I} + (\alpha + \text{CuAl}_2)_3$.

Рассмотрим виды термической обработки дюралюминия.

Отжиг

Цель отжига – увеличение пластичности и уменьшение твердости сплава за счет получения равновесной структуры и снятия внутренних напряжений.

Отжиг включает следующие операции:

1. Нагрев сплава до температуры 350–430 °С в зависимости от марки сплава.
2. Выдержка при температуре нагрева.
3. Медленное охлаждение вместе с печью до $t = 150$ – 260 °С, затем охлаждение на воздухе.

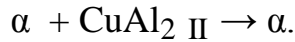
В результате отжига образуется структура, состоящая из двух равновесных фаз – α и CuAl_2 .

Закалка

Цель закалки – получение при комнатной температуре структуры пересыщенного твердого раствора α .

Закалка включает следующие операции:

1. Нагрев сплава выше линии DE . При этом происходит распад CuAl_2 II и растворение образовавшейся меди в алюминии с образованием фазы α :



2. Выдержка при температуре нагрева.

3. Быстрое охлаждение, например в воде. Быстрое охлаждение от температуры закалки приводит к образованию пересыщенного твердого раствора α , который содержит более 0,2 % Cu при нормальной температуре.

Старение

С течением времени в пересыщенном твердом растворе α за счет протекания диффузионных процессов образуются зоны с повышенным содержанием меди (CuAl_2 при этом не образуется). Этот процесс приводит к увеличению количества дефектов кристаллической решетки Al и увеличению его прочности. Указанный процесс называется старением.

Если процесс протекает при нормальной температуре, то он называется естественным старением, если при повышенной температуре – искусственным старением.

Изменение прочности дюралюминия в процессе естественного старения показано на рис. 14.3.

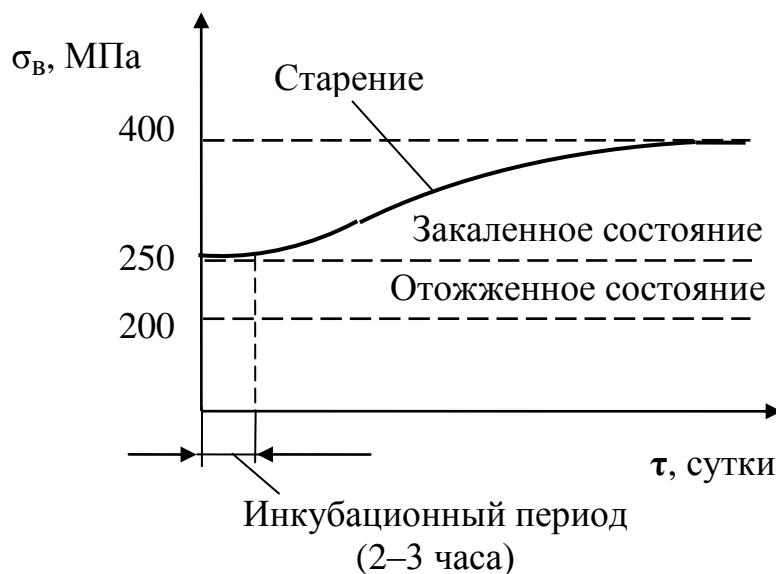


Рис. 14.3. Изменение прочности дюралюминия в процессе естественного старения [1]

Начальный или инкубационный период (2–3 часа) естественного старения характеризуется отсутствием повышения прочности. Он имеет важное технологическое значение, в этот период сплав имеет высокую пластичность и закаленные детали можно подвергать разнообразным технологическим операциям, связанным с пластической деформацией – гибке, отбортовке, расклепке и др. Через два-три часа пластичность материала резко уменьшается и эти операции становятся неосуществимыми. Максимальная прочность материала достигается через 4–5 суток после закалки.

Скорость старения зависит от температуры (рис. 14.4): ее повышение ускоряет процесс, однако уменьшает максимальную прочность. При температурах ниже комнатной процесс старения замедляется и при $t = -50^\circ\text{C}$ можно считать, что старение не происходит.

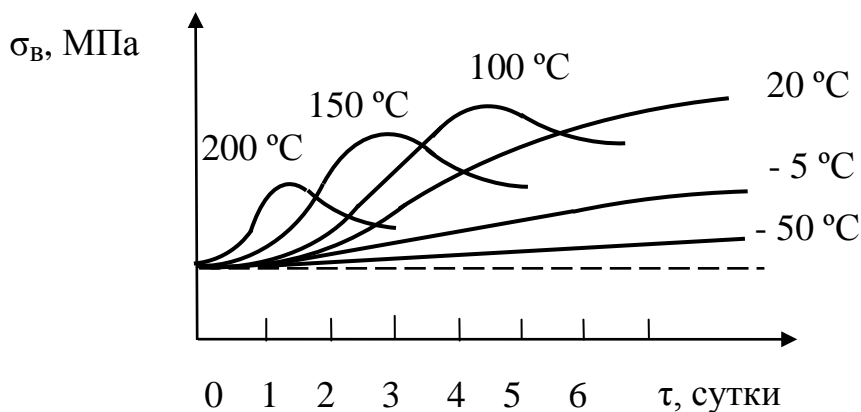


Рис. 14.4. Влияние температуры на процесс старения дюралюминия

Возврат

Кратковременный нагрев (2–3 мин) закаленного и состаренного сплава до температуры 250–300 °C и последующее охлаждение до нормальной температуры приводят к уменьшению его прочности и увеличению пластичности до значений закаленного состояния. В дальнейшем происходит самопроизвольное старение материала (рис. 14.5). Этот процесс называется возвратом.

14.2. Медь и сплавы на ее основе

14.2.1. Свойства меди

Встречается в самородном виде и в виде богатых руд, содержащих до 5 % Cu [1–3, 5–8]. Свойства меди приведены в табл. 14.1.

Характерными свойствами меди, обуславливающими области ее применения, являются: высокая пластичность, высокая электро- и теплопроводность, малая окисляемость. Удельное электрическое сопротивление меди и, для сравнения, некоторых металлов приведено в табл. 14.3. Марки меди приведены в табл. 14.4.

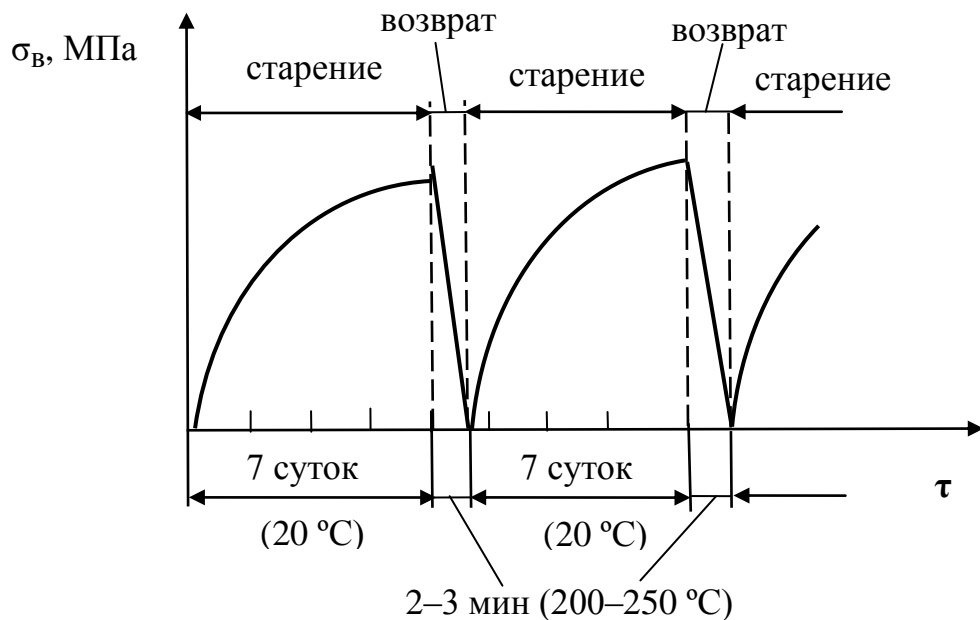


Рис. 14.5. Изменение прочности дюралюминия в процессе отжига и возврата [1]

Таблица 14.3

Удельное электрическое сопротивление некоторых металлов [4]

Металл	ρ , Ом · м
Ag	$1,6 \cdot 10^{-8}$
Cu	$1,7 \cdot 10^{-8}$
Al	$2,7 \cdot 10^{-8}$
Fe	$9,8 \cdot 10^{-8}$

Марки меди [4]

Марка	Содержание Cu, %	Примеси	Примечание
М 000	99,99	Bi, Pb	Чистая медь
М 1	99,9		Медь технической чистоты
М 2	99,7		
М 3	99,5		

14.2.2. Латунь

Латунь – двойные или многокомпонентные сплавы меди, в которых основным легирующим элементом является цинк [1].

Различают простые латуни – сплавы Cu + Zn и сложные латуни – сплавы Cu + Zn + другие легирующие элементы (Al, Pb, Ni, Fe и пр.). Классификация латуней приведена в табл. 14.5.

Деформируемые латуни обозначают буквой Л и цифрой, указывающей массовое содержание меди в сплаве в в процентах (например Л96). Если латунь легирована наряду с цинком другими элементами, то после буквы Л ставят условное обозначение этих элементов: С – свинец, Ж – железо, А – алюминий, К – кремний, Мц – марганец, Н – никель. Числа после букв показывают массовое содержание меди и последующих легирующих элементов, кроме цинка (например, ЛАН59-3-2 содержит 59 % Cu, 3 % Al, 2 % Ni).

Маркировка литейных латуней начинается также с буквы Л. Количество легирующего элемента указывается непосредственно после его символа. Например, латунь ЛЦ23А6Ж3 содержит 23 % Zn, 6 % Al, 3 % Fe.

Рассмотрим свойства простых латуней (рис. 14.6).

Деформируемые латуни. Сплавы, содержат менее 39 % Zn, однофазные. Состоят из фазы α , которая является твердым раствором Zn в Cu. Сплавы имеют высокую прочность и пластичность. Максимальная пластичность достигается при содержании Zn 30 %. Сплавы обрабатываются давлением.

Литейные латуни. Сплавы, содержат 39–45 % Zn, двухфазные. Имеют структуру $\alpha + \beta$, где β – твердый раствор на базе химического

соединения CuZn, сплавы имеют высокую прочность, но малую пластичность. Максимальная прочность достигается при содержании Zn 45 %. Детали изготавливают методом литья. Сплавы имеют хорошие литейные свойства (малая склонность к ликвации, хорошая жидкотекучесть, концентрированная усадочная раковина), хорошо обрабатываются резанием.

Сплавы, содержащие более 45 % Zn, не применяются, так как имеют низкую прочность и низкую пластичность.

Таблица 14.5

Классификация латуней

Простые (Cu + Zn)		Сложные (Cu + Zn + Al, Fe, Sn, Ni и др.)
Деформируемые (Zn < 39 %) (однофазные)	Литейные (Zn = 39–45 %) (двухфазные)	
<p>Л62 Л68, Л70 Л – латунь, 62, 68, 70 – содержание Cu, остальное – Zn. Методом холодной пластической деформации изготавливают ленты, гильзы патронов и снарядов, трубки теплообменников, проволоку Л80 – томпак Л96 – томпак Имеют цвет золота, применяются для изготовления ювелирных и декоративных изделий</p>	<p>Л59 Детали изготавливают методом литья с последующей обработкой резанием</p>	<p>ЛС59-1 (автоматная латунь) (59 % Cu, 1 % Pb) Имеет повышенную обрабатываемость резанием ЛО70-1 (морская латунь) (70 % Cu, 1 Sn %) Имеет повышенную стойкость в морской воде АН 59-3-2 (59 % Cu, 3 % Al, 2 % Ni) ЛАЖ 60-1-1 (60 % Cu, 1 % Al, 1 % Fe) ЛМцЖ 55-3-1 (55 % Cu, 3 % Mn, 1 % Fe) Содержат Al, Ni, Fe, Mn для увеличения прочности</p>

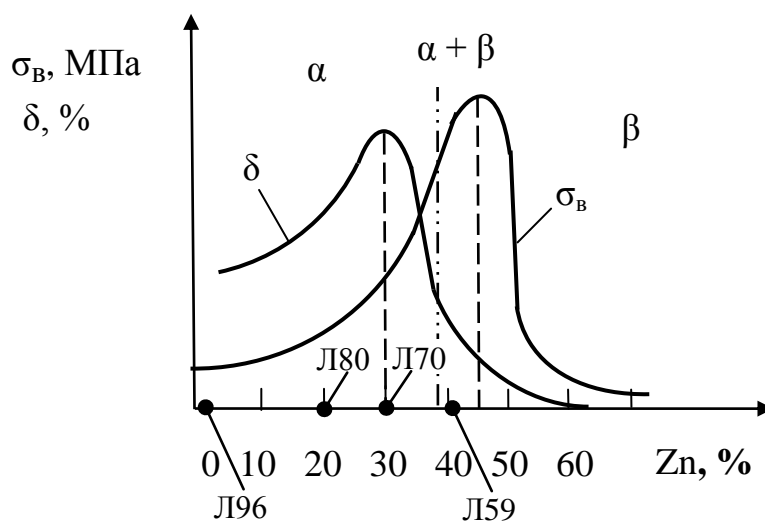


Рис. 14.6. Влияние содержания цинка на механические свойства латуней [1]

14.2.3. Бронзы

Бронзы – двойные или многокомпонентные сплавы меди с различными химическими элементами (Sn, Al, Si, Be, Pb, Zn и др.) среди которых цинк не является основным легирующим элементом.

Бронзы классифицируют по названию основного легирующего элемента. Различают следующие виды бронз.

Оловянные бронзы – сплавы меди с оловом. Двойные сплавы дороги и имеют низкие литейные свойства (склонность к ликвации, низкая жидкотекучесть, рассеянная пористость). Для повышения механических и литейных свойств в состав оловянных бронз вводят легирующие добавки – Zn, Pb, P, Ni и другие.

Зависимости механических свойств оловянной бронзы от содержания олова приведены на рис. 14.7.

Различают деформируемые и литейные оловянные бронзы.

Деформируемые оловянные бронзы содержат 3–7 % Sn. Сплавы однофазные, имеют структуру твердого раствора олова в меди (α). Сплавы имеют высокую пластичность ($\delta = 30\text{--}50\%$), подвергаются обработке давлением, поставляются в виде прутков, труб, лент. Достоинствами деформируемых оловянных бронз являются высокая упругость, высокая коррозионная стойкость, высокие антифрикционные свойства.

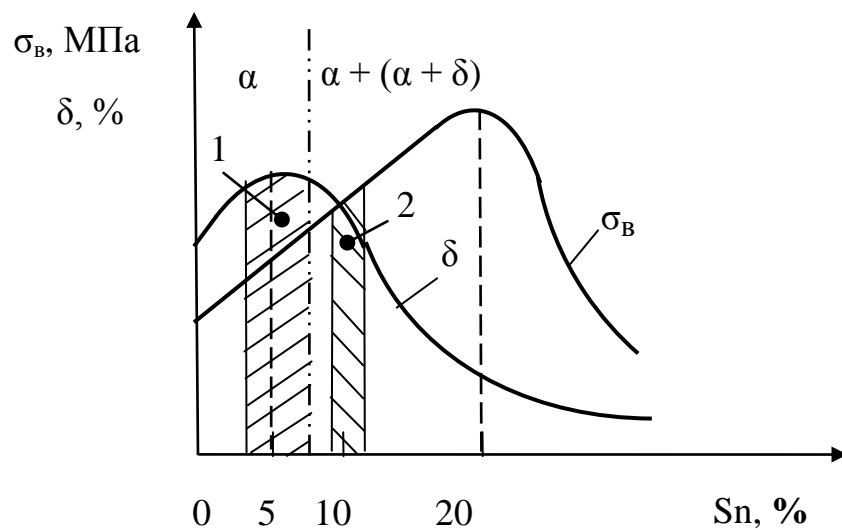


Рис. 14.7. Влияние содержания олова на механические свойства оловянной бронзы:
1 – деформируемые бронзы (3–7 % Sn); 2 – литейные бронзы (9–11 % Sn)

Литейные оловянные бронзы содержат 9–11 % Sn. Сплавы имеют двухфазную структуру $\alpha + (\alpha + \delta)$, где δ – химическое соединение $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_5$. Эвтектоид ($\alpha + \delta$) придает сплавам повышенную хрупкость. Сплавы имеют низкую пластичность ($\delta = 5\text{--}10\%$), не обрабатываются давлением, детали изготавливают методом литья.

Достоинством литейных оловянных бронз являются малая объемная усадка (менее 1 %), хорошая жидкотекучесть, высокая коррозионная стойкость, высокие антифрикционные свойства. –

Безоловянные бронзы (алюминиевые, кремнистые, бериллиевые, свинцовые и другие) имеют название по виду основного легирующего элемента. Некоторые марки, свойства и области применения безоловянных бронз приведены в табл. 14. 6.

Деформируемые бронзы маркируют буквами Бр, затем буквами последовательно указывают легирующие элементы и в конце через тире их содержание в сплаве. Например, БрОФ6,5-0,4 содержит 6,5 % Sn, 0,4 % P, Cu – остальное. Символы легирующих элементов: Ф – фосфор, Х – хром, Б – бериллий, Цр – цирконий.

Маркировка литейных бронз начинается также с букв Бр, а дальше производится аналогично обозначению литейных латуней. Например, бронза БрОЗЦ12С5 содержит 3 % Sn, 12 % Zn, 5 % Pb.

Классификация бронз

Оловянные		Алюминиевые
Деформируемые (3–7 % Sn) (однофазные)	Литейные (9–11 % Sn) (двухфазные)	
<p>БрОФ6,5–0,15 (6,5 % Sn, 0,15 % P, Cu – остальное)</p> <p>БрОЦ4–3 (4 % Sn, 3 %, Cu – остальное)</p> <p>Свойства: повышенная упругость, высокая коррозионная стойкость, высокие антифрикционные свойства.</p> <p>Применение: изготавливают пружины, мембраны, антифрикционные детали, провололочные сетки.</p>	<p>БрО10Ц2 (10 % Sn, 2 % Zn, Cu – остальное)</p> <p>БрО10Ф1 (10 % Sn, 1 % P, Cu – остальное)</p> <p>Свойства: высокие литейные качества (малая объемная усадка – менее 1 %, хорошая жидкотекучесть), высокие антифрикционные качества.</p> <p>Изготавливают: зубчатые колеса, венцы, втулки, подшипники скольжения, художественное литье.</p> <p>БрО11Н4Ц3Л (10 % Sn, 4 % Ni, 3 % Zn, Cu – остальное)</p> <p>Свойства и применение: те же. Допускают эксплуатацию при повышенных температурах.</p> <p>БХ (бронза художественная) (5–7 % Sn, 5–7 % Zn, 1–4 % Pb, Cu – остальное)</p> <p>Применение: художественное литье.</p>	<p>БрА5 (5 % Al, 95 % Cu)</p> <p>Свойства: высокая коррозионная стойкость, жаропрочность, высокая стойкость к истиранию.</p> <p>Изготавливают: монеты, детали, работающие в морской воде, детали химических аппаратов.</p> <p>БрА10Ж4Н4Л (10 % Al, 4 % Fe, 4 % Ni, остальное Cu, Л – литейная бронза)</p> <p>Свойства: высокая прочность и коррозионная стойкость.</p> <p>Изготавливают: детали аппаратов для химической и пищевой промышленности.</p>

Кремнистые	Бериллиевые	Свинцовые
<p>БрКМц3-1 (3 % Si, 1 % Mn, Cu – остальное) Свойства: повышенная упругость, высокая коррозионная стойкость, жаростойкость. Изготавливают: авиационные пружины, детали, работающие в агрессивных средах, например, в морской воде, а также при нагреве до 500°C.</p> <p>БрКН1-3 Свойства: повышенная коррозионная стойкость. Изготавливают: детали, работающие в сточных водах (краны, задвижки).</p>	<p>БрБ2 (2 % Be, Cu – остальное)</p> <p>БрБНТ 1,9-1-1 (1,9 % Be, 1 % Ni, 1 % Ti, Cu – остальное)</p> <p>Свойства: повышенная упругость, высокая коррозионная стойкость, хорошая свариваемость, хорошая обрабатываемость резанием. Изготавливают: пружины, мембраны, пружинящие контакты, искробезопасный инструмент для работы во взрывоопасных условиях.</p>	<p>БрС30 (30 % Pb, Cu – остальное) Свойства: низкий коэффициент трения. Изготавливают: вкладыши подшипников скольжения.</p> <p>БрСН60-2,5 (60 % Pb, 2,5 % Ni, Cu – остальное)</p> <p>Свойства: низкий коэффициент трения. Изготавливают: вкладыши подшипников скольжения.</p>

Контрольные вопросы

1. Назовите основные свойства алюминия.
2. Как классифицируют алюминиевые сплавы по диаграмме равновесия?
3. Какой состав имеет дюралюминий?
4. Как изменяются механические свойства дюралюминия в процессе старения?
5. Назовите основные свойства меди.
6. Что такое латуни?
7. Что такое бронзы?
8. Расшифруйте марки сплавов: Л62, ЛС59-1, ЛАН59-3-2, БрОФ6,5-0,15, БрО11Н4Ц3Л, БрБ2, БрС30.

15. НОВЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

15.1. Композиционные материалы

15.1.1. Общая характеристика

Композиционными называют материалы, в состав которых входят отличающиеся по свойствам компоненты, разделенные ярко выраженной границей раздела [1–3, 5–8].

Композиционные материалы (КМ) характеризуют удельной прочностью $\sigma_B/\rho g$ (кМ) и удельным модулем упругости $E/\rho g$ (кМ), где σ_B – предел прочности, E – модуль нормальной упругости, ρ – плотность материала, g – ускорение свободного падения.

КМ по удельной прочности, удельному модулю упругости, прочности при высокой температуре, сопротивлению усталостному разрушению значительно превосходят все известные конструкционные сплавы (рис. 15.1).

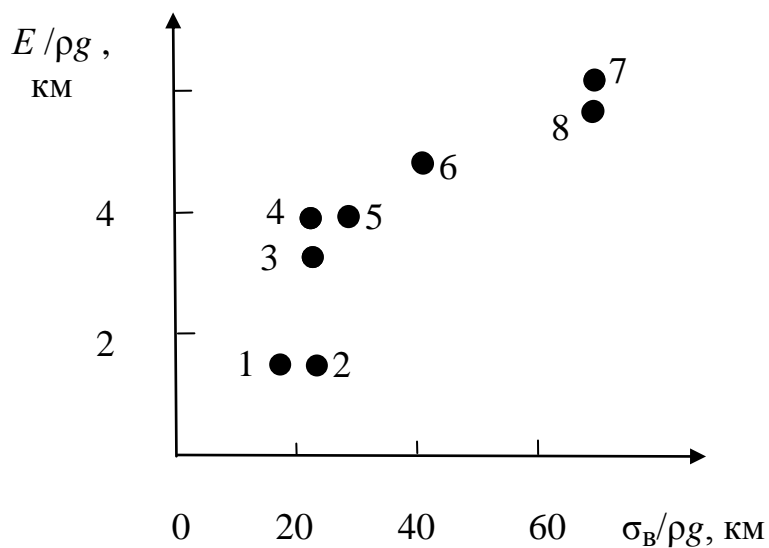


Рис. 15.1. Удельная прочность и удельный модуль упругости некоторых материалов: 1 – алюминий, 2 – титан, сталь; 3 – титан, армированный проволокой бериллия (50 % об.); 4 – титан, армированный волокнами SiC; 5 – титан, армированный волокнами борсика; 6 – алюминий, армированный волокнами В; 7 – эпоксидная смола, армированная волокнами углерода, 8 – эпоксидная смола, армированная волокнами бора [1]

Основой композиционных материалов (матрицей) служат металлы или сплавы (КМ на металлической основе), а также полимеры, углеродные и керамические материалы (КМ на неметаллической основе).

В матрице равномерно распределены армирующие компоненты или наполнители.

Матрица определяет технологию получения КМ и его эксплуатационные характеристики: рабочую температуру, сопротивление усталостному разрушению и воздействию окружающей среды, плотность и удельную плотность.

Роль армирующих компонентов – увеличение прочности и жесткости КМ.

По форме наполнителя КМ разделяют на дисперсно-упрочненные, волокнистые и слоистые (рис. 15.2). В первых в качестве упрочнителя применяют высокодисперсные частицы различных веществ. Во вторых – волокна, проволоку или монокристаллы нитевидной формы. В третьих – металлическую фольгу, бумагу, ткани.

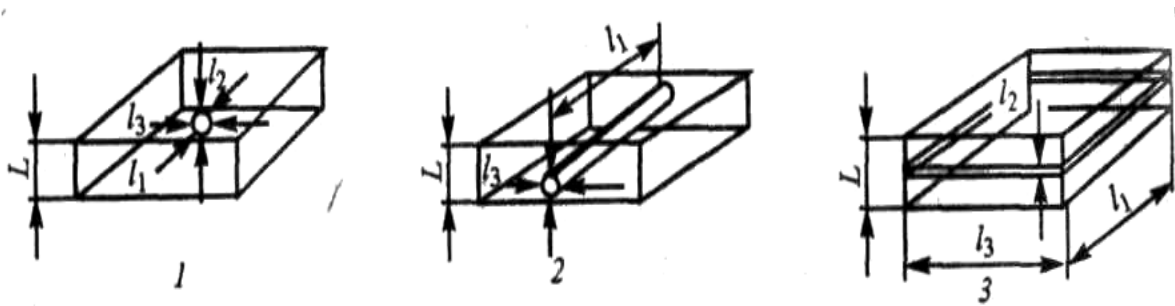


Рис. 15.2. Формы наполнителя композиционных материалов: 1 – дисперсный, 2 – волокнистый, 3 – слоистый

КМ, состоящие из трех и более компонентов, называются гибридными.

КМ с матрицами, состоящими из нескольких веществ, например из чередующихся слоев алюминия и титана, называются полиматричными (рис. 15.3). КМ, содержащие два и более наполнителя, называются полиармированными (рис. 15.3).

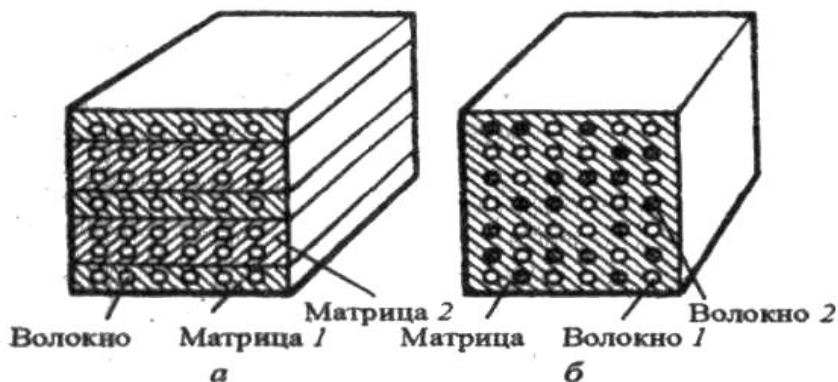


Рис. 15.3. Схемы полиматричного (а) и полиармированного (б) КМ [1]

КМ применяют в авиации (лопасти винтов и корпуса вертолетов, камеры сгорания реактивных двигателей), энергетическом машиностроении (рабочие и сопловые лопатки турбин), автомобилестроении (кузова, детали двигателей), химической промышленности (автоклавы, цистерны, емкости), судостроении (корпуса судов, гребные винты). Использование КМ позволяет уменьшить массу конструкций на 30–40 % и увеличить полезную нагрузку.

15.1.2. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы

В этих материалах наполнителями служат дисперсные частицы тугоплавких оксидов, нитридов, боридов, карбидов (Al_2O_3 , SiO_2 , BN, SiC и др.), в качестве матрицы применяются алюминий, никель и сплавы на их основе.

Виды дисперсно-упрочненных КМ:

1. Спеченные алюминиевые пудры (САП) – система Al- Al_2O_3 .

Исходным материалом для получения пудры служит порошок-пулеверизат, который изготавливают распылением расплавленного алюминия. Порошок измельчают в шаровых мельницах в атмосфере азота с добавлением 2–3 % кислорода. В процессе измельчения происходит окисление поверхности частиц алюминия с образованием Al_2O_3 . Далее окисленный порошок брикетируют, спекают при $t = 400–500$ °С и прессуют для получения полуфабрикатов (листы, профили, трубы, фольга, штампованные заготовки). В этом КМ матрицей является Al, а упрочнителем – Al_2O_3 .

При увеличении содержания Al_2O_3 увеличиваются прочность, модуль нормальной упругости, твердость, жаропрочность, удельная прочность и удельная жесткость материала, а пластичность материала уменьшается (рис. 15.4).

САП имеют следующие технологические свойства: хорошо деформируются в горячем состоянии, хуже в холодном, легко обрабатываются резанием, удовлетворительно свариваются контактной и аргонодуговой сваркой.

САП имеют высокую коррозионную стойкость и жаропрочность (до $t = 300–500$ °С).

2. Спеченные алюминиевые сплавы (САС) – системы: сплав на основе Al – Al_2O_3 .

Изготавливаются по технологии, аналогичной технологии САП. Исходным материалом для получения окисленной пудры являются сплавы на основе алюминия, например, сплав Al – Si (25–30 %) – Ni (5–7 %).

Преимущества САС по сравнению с обычными сплавами аналогичного состава – отсутствие литейных дефектов (ликвации, шлаковые включения и др.) и мелкозернистая структура.

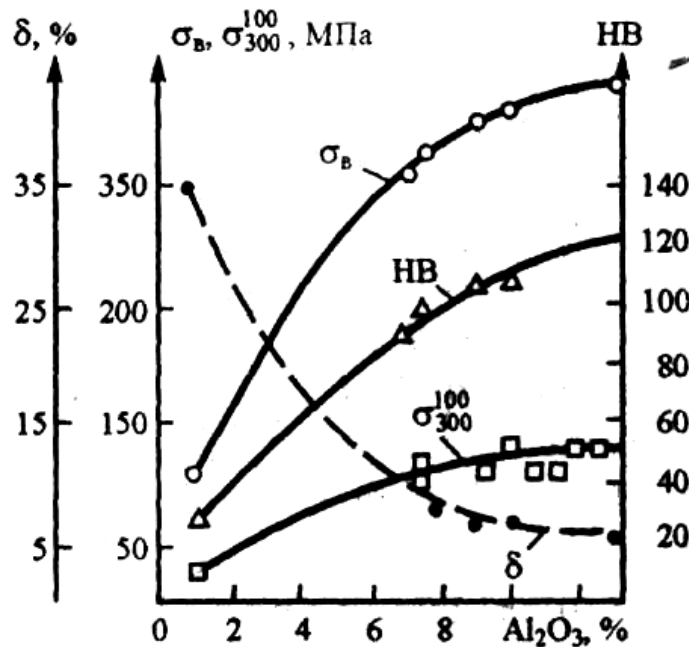


Рис. 15.4. Зависимость механических свойств САП от содержания Al_2O_3 [1]

3. КМ с малой плотностью на основе бериллия и магния: Be–BeO, Be–Be₂C, Mg–MgO.

4. Жаропрочные КМ на никелевой основе.

В качестве матрицы в этих сплавах используют никель и его сплавы с Cr, W, Ti и Al со структурой твердых растворов. Упрочнителями служат частицы оксидов тория, гафния и др.

15.1.3. Волокнистые композиционные материалы

В волокнистых композиционных материалах упрочнителями служат волокна или нитевидные кристаллы чистых элементов и тугоплавких соединений (B, C, Al_2O_3 , SiC и др.), а также проволока из металлов и сплавов (Mo, W, Be, высокопрочная сталь). Диаметр упрочняющих элементов – 0,5–1200 мкм. Объемная доля упрочнителя составляет 5–80%. Свойства волокон и нитевидных монокристаллов приведены в табл. 15.1.

В качестве материала матрицы в волокнистых КМ применяют:

– металлы, обладающие небольшой плотностью (Al, Mg, Ti), и сплавы на их основе;

– никель и сплавы на его основе для изготовления жаропрочных КМ;
 – органические полимеры (эпоксидная, фенолформальдегидная, полиимидная и другие смолы); керамика; углерод.

Таблица 15.1

Свойства волокон и нитевидных монокристаллов

Материал	Температура плавления или размягчения, °С	ρ , г/м ³	σ_B , МПа	$\sigma_B/\rho g$, км	E, ГПа	Диаметр волокна, мкм
Волокна						
Графит	3650	1,8	3374	210	670	8
Бор на вольфрамовой проволоке	2300	2,6	4060	160	400	140
Оксид алюминия	2040	3,2	2030	66	169	3
Стекло	–	2,5	4480	185	90	–
Проволока						
Бериллий	1284	1,9	1100	54	295	130
Вольфрам	3410	19,3	3207	17	420	1250
Сталь 18Х15Н5АМЗ	–	7,8	3800	48	200	150
Нитевидные монокристаллы						
Сапфир (Al ₂ O ₃)	2040	4,0	23600	620	1010	11
Карбид кремния (SiC)	2690	3,2	40600	1320	1010	11

Прочность волокнистых КМ зависит от ориентации волокон (рис. 15.5) и их содержания. Малые значения прочности и жесткости КМ в направлении перпендикулярной расположению волокон вызваны тем, что в этом случае свойства КМ определяются в основном свойствами матрицы.

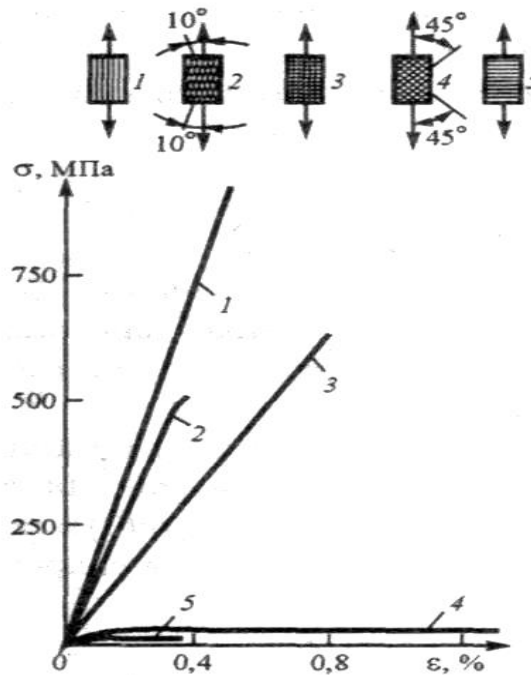


Рис. 15. 5. Схемы армирования (1–5) КМ и их влияние на поведение материала при растяжении [1]

Механические характеристики КМ в основном подчиняются принципу аддитивности. Например, для случая ориентации волокон в направлении действия растягивающей нагрузки имеем:

$$E_{\text{KM}} = E_{\text{B}} V_{\text{B}} + E_{\text{M}} (1 - V_{\text{B}});$$

$$\sigma_{\text{KM}} = \sigma_{\text{B}} V_{\text{B}} + \sigma_{\text{M}} (1 - V_{\text{B}}),$$

где E_{KM} , σ_{KM} – модуль упругости и предел прочности КМ, E_{B} , σ_{B} – модуль упругости и предел прочности волокна, E_{M} , σ_{M} – модуль упругости и предел прочности матрицы, V_{B} – объемная доля волокна.

Прочностные характеристики КМ также зависят от прочности связи между материалом матрицы и материалом армирующего волокна. Для увеличения прочности связи с матрицей на металлические волокна наносят специальные покрытия, увеличивающие их адгезию к материалу матрицы. Неметаллические волокна подвергают травлению кислотами с целью формирования шероховатой поверхности, а также вискеризации.

Вискеризация – выращивание монокристаллов карбида кремния на поверхности борных, углеродных и других волокон перпендикулярно их оси. Полученные таким образом «мохнатые» волокна бора называют «борсик».

Волокнистые композиционные материалы с металлической матрицей

Достоинством КМ на металлической основе являются высокие значения характеристик, зависящих от свойств матрицы. Это σ_B и E при растяжении в направлении перпендикулярном оси армирующих волокон, прочность при сжатии и изгибе, пластичность, вязкость разрушения. КМ на металлической основе сохраняют свои прочностные характеристики до более высоких температур, чем КМ с неметаллической основой. Они более влагостойки, негорючие, обладают электрической проводимостью. Механические свойства некоторых КМ на металлической основе приведены в табл. 15.2.

Таблица 15.2

Механические свойства некоторых КМ на металлической основе [1]

Материал	ρ , т/м ³	σ_B , МПа	$\sigma_B/\rho g$, км	E , ГПа	$E/\rho g \cdot 10^{-3}$, км	σ_{-1} , МПа
Алюминий – борное волокно (50 %)	2,7	1200	45	240	9	600
Магний – борное волокно (50 %)	2,2	1250	57	200	9	–
Титан – SiC (25 %)	4,3	910	23	210	5	–

КМ с алюминиевой матрицей армируют стальной проволокой, борным волокном, углеродным волокном. В качестве матрицы используют технический алюминий (например, АД1) и алюминиевые сплавы (АМгб, В95, Д20 и др.). Применение в качестве матрицы сплавов, упрочняемых термической обработкой (закалка и старение), дает дополнительный эффект упрочнения.

КМ с магниевой матрицей по сравнению КМ с алюминиевой матрицей имеют более высокую удельную прочность. Наиболее высокую удельную прочность имеют сплавы, где в качестве матрицы используют особо легкие сплавы магния с литием, а в качестве наполнителя – легкое углеродное волокно.

При изготовлении КМ с титановой матрицей целью армирования является не повышение прочности и удельной прочности, а увеличение модуля упругости и максимальных рабочих температур. В качестве матрицы используют титановые сплавы, например, ВТ6 (6 % Al, 4 % V, остальное Ti). В качестве упрочнителя применяют проволоку из тугоплавких металлов с высоким модулем упругости (Mo, W) и волокна из тугоплавких оксидов и карбидов (Al₂O₃, SiC).

Основная задача при создании КМ на никелевой основе – повышение рабочей температуры до 1000 °С и более. В этих материалах в качестве матрицы применяют сплавы никеля с хромом, в качестве арматуры (40–70 % об.) – проволоку изготовленную из вольфрама или сплава вольфрама с рением и гафнием. Такие КМ имеют предел длительной прочности σ_{100}^{1000} в три – пять раз превышающий этот параметр лучших жаропрочных хромоникелевых сплавов.

Волокнистые КМ на неметаллической основе

По сравнению с КМ на металлической основе эти материалы имеют следующие достоинства: хорошая технологичность, низкая плотность, более высокие удельные прочность и жесткость, высокая коррозионная стойкость.

Недостатки КМ на неметаллической основе: низкая прочность связи волокна с матрицей, резкая потеря прочности при $t > 100\text{--}200$ °С, плохая свариваемость.

В КМ с полимерной матрицей в качестве материала матрицы применяют различные синтетические смолы: эпоксидные, феноло-формальдегидные, полиимидные. Наиболее высоким комплексом механических свойств обладают КМ на эпоксидной матрице.

В качестве упрочнителей КМ применяют углеродные, борные, стеклянные и органические волокна в виде нитей, жгутов, лент, нетканых материалов. В зависимости от типа упрочнителя КМ соответственно называют угле-, боро-, стекло- и органоволокнистами.

Некоторые свойства КМ с полимерной матрицей приведены в табл. 15.3.

Самую высокую прочность и удельную прочность имеют стекловолокниты. Достоинствами стекловолокнитов также являются недефицитность и низкая стоимость упрочнителя. Недостаток материала – сравнительно низкий модуль упругости. Однако по удельной жесткости эти материалы превосходят легированные стали и сплавы на основе алюминия, магния и титана.

Свойства композиционных материалов с полимерной матрицей [1]

Материал	ρ , т/м ³	σ_B , МПа	$\sigma_B/\rho g$, км	δ , %	E , ГПа	$E/\rho g \cdot 10^{-3}$, км	σ_{-1} , МПа
Стекловолокнит	2,2	2100	96	–	70	3,2	–
Углевлокнит	1,5	1020	70	0,6	180	12,2	500
Боровлокнит	2	1300	65	0,3	260	12,5	420
Органовлокнит с жестким наполнителем	1,3	700	50	20	35	2,7	100
Легированные стали и сплавы на основе Al, Mg и Ti	–	–	20 – 30	–	80–200	2 – 4	–

Углевлокниты по сравнению со стекловолокнитами имеют в три раза больший модуль упругости и в четыре раза большую удельную жесткость, однако их прочность и удельная прочность ниже этих параметров стекловолокнита. Недостатками углевлокнитов являются низкая прочность при сжатии и сдвиге.

Боровлокниты по сравнению со стекловолокнитами имеют в четыре раза большие удельную жесткость и модуль нормальной упругости.

Органовлокниты обладают высокой удельной прочностью в сочетании с хорошей пластичностью и ударной вязкостью.

15.1.4. Керамические композиционные материалы

Достоинства материалов: высокая температура плавления, стойкость к окислению, термоударам и вибрации, прочность при сжатии.

В качестве матрицы применяют силикатные (SiO_2), алюмосиликатные ($\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$), алюмоборосиликатные ($\text{SiO}_2 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{Al}_2\text{O}_3$) и другие стекла, тугоплавкие оксиды (ThO_2 , BeO , Al_2O_3 , ZrO_2), нитрид кремния (Si_3N_4), бориды (TiB_2 , ZrB_2) и карбиды (SiC , TiC).

Для армирования керамических КМ используют металлическую проволоку из жаропрочной стали, W, Mo, Nb, а также неметаллические волокна (углеродные, керамические).

Керамические КМ обладают высокой термостойкостью. Рабочая температура углекерамического КМ со стеклянной матрицей составляет 600–800 °С, КМ с матрицей из тугоплавких оксидов – до 1000 °С, из боридов и нитридов – до 2000 °С, из карбидов – свыше 2000 °С.

15.1.5. Углерод-углеродные композиционные материалы

Углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ) представляют собой углеродную матрицу, армированную углеграфитовыми волокнами, нитями или тканями. Достоинства УУКМ: малая плотность (1,3–2,1 т/м³); высокие теплоемкость, сопротивление тепловому удару, эрозии и облучению; низкие коэффициенты трения и линейного расширения; высокие коррозионная стойкость, прочность и жесткость; увеличение прочности в 1,5–2,0 раза и модуля упругости при повышении температуры. В инертной среде и вакууме УУКМ работают до температуры 3000 °С.

Исходным материалом для матриц служат синтетические органические смолы с высоким коксовым остатком (эпоксидные, фенолформальдегидные и др.) и вязкие остатки перегонки угля торфа, нефти (пеки).

Технологический процесс изготовления УУКМ состоит из пропитки графитовых волокон смолой или пеком, намотки заготовки, ее отверждения, механической обработки на заданный размер, карбонизации при 800 – 1500 °С в нейтральной среде, графитизации при 2500–3000 °С и нанесении протвоокислительных покрытий из карбидов кремния и циркония.

15.2. Монокристаллы

Монокристаллы отличаются минимальными структурными несовершенствами. Монокристаллы можно получить, если создать условия для роста кристалла только из одного центра кристаллизации.

Метод Чохральского (рис. 15.6) состоит в вытягивании монокристалла из расплава, нагретого в печи 1. Для этого используется готовая затравка 2 – небольшой образец, вырезанный из монокристалла. Затравка вводится в поверхностный слой жидкого металла 4. Затем затравку медленно, со скоростью, не превышающей скорости кристаллизации (1–2 мм/мин), удаляют из расплава. Тянущийся за затравкой жидкий металл в области более низких температур над поверхностью ванны кристаллизуется, наследуя структуру затравки. Для получения симметричной формы растущего монокристалла и равномерного

распределения примесей в нем ванна 5 с расплавом вращается со скоростью до 100 об/мин, а навстречу ей с меньшей скоростью вращается монокристалл.

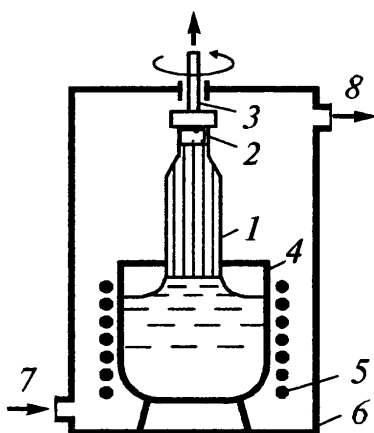


Рис. 3.6. Схема установки для вытягивания монокристаллов из расплава (метод Чохральского): 1 – растущий монокристалл, 2 – затравка, 3 – шток для вращения и вытягивания монокристалла, 4 – тигель с расплавом, 5 – нагреватель, 6 – камера, 7 – подача инертного газа, 8 – выход газа к вакуумному насосу [1]

Перспективно выращивание монокристаллов в космосе, где удачно сочетаются глубокий вакуум и невесомость. Монокристаллы, выращенные в космосе, совершеннее по структуре, распределению легирующих добавок, лучше по свойствам и значительно больше по размерам.

Примером промышленного использования монокристаллической структуры является производство лопаток для газотурбинного двигателя из жаропрочного никелевого сплава. Новая технология обеспечивает получение монокристаллической практически беспористой структуры лопаток, что обеспечивает существенное повышение прочностных характеристик изделия.

Временное сопротивление, предел текучести, длительная прочность увеличиваются в 2 раза, предел усталости – в 1,5 раза.

По сравнению с лопатками с поликристаллической структурой монокристаллические лопатки также имеют повышенную жаропрочность.

15.3. Аморфные металлы

При сверхвысоких скоростях охлаждения жидкого металла ($> 10^6$ °C/c) диффузионные процессы настолько замедляются, что подавляется образование зародышей и рост кристаллов. В этом случае при затвердевании образуется аморфная структура. Материалы с такой структурой получили название аморфные металлические сплавы (АМС)

или металлические стекла. В настоящее время аморфная структура получена у более чем 200 сплавов и полупроводниковых материалов. Это сплавы легкоплавких, редкоземельных (Sc, Y, La и др.) и переходных металлов. Для образования аморфной структуры переходных металлов к ним необходимо добавлять так называемые аморфизаторы (C, P, B, N, S и др.). При этом состав аморфного сплава должен отвечать формуле $Me_{80}X_{20}$, где Me – один или несколько переходных металлов, % (ат.); X – элементы, добавляемые для образования и стабилизации аморфной структуры, % (ат.). Так, известны аморфные сплавы, состав которых отвечает формулам $Fe_{80}P_{13}B_7$; $Fe_{70}Cr_{10}P_{15}B_5$ и др.

Наиболее эффективными способами получения АМС являются: охлаждение жидкого металла на внутренней поверхности вращающегося барабана, изготовленного из материала с высокой теплопроводностью; прокатка между холодными валками металла, подаваемого в виде струи; распыление струи металла газом или жидкостью с высокой охлаждающей способностью.

Тонкий слой аморфного металла получают при расплавлении поверхности изделий лазерным лучом, благодаря быстрому отводу теплоты.

АМС значительно отличаются от своих кристаллических аналогов по строению и, следовательно, по свойствам. В их структуре отсутствует дальний порядок в размещении атомов и характерные особенности структуры поликристаллических сплавов: границы зерен, дислокации и другие дефекты. У АМС нет зональной ликвации, они более однородны по структуре и химическому составу, чем их кристаллические аналоги.

Границей сохранения аморфного состояния является температура кристаллизации $T_{кр} = 0,5 \cdot T_{пл}$.

По сравнению с кристаллическими аналогами АМС имеют более низкую плотность, на 20–40 % ниже модуль упругости и в 2–4 раза больше удельное электрическое сопротивление.

АМС систем «металл – неметалл» имеют высокую прочность $\sigma_B = 2000–4000$ МПа, что в два раза превышает σ_B легированных высокопрочных сталей, но при растяжении разрушаются с малым удлинением ($\delta < 1$ %). Относительное удлинение легированных сталей составляет 6–8 %.

В то же время АМС при сжатии деформируются на 40–50 % без разрушения, а ленты изгибаются на 180° до параллельности сторон. Особенностью АМС является отсутствие наклепа при различных технологических операциях.

По сравнению с кристаллическими аналогами АМС сохраняют избыточную энергию, которая выделяется при кристаллизации. По этой причине АМС химически активны; коррозионно-стойкими являются лишь сплавы, у которых образуется пассивирующая защитная пленка. Это, в первую очередь, сплавы железа с хромом. По сравнению с коррозионно-стойкими сталями эти АМС оказываются более стойкими и для придания им коррозионной стойкости требуется меньше хрома: 8–9 % против 13 % в сталях.

15.4. Нанокристаллические материалы (НКМ)

Нанокристаллическими материалами (НКМ) называют материалы с размерами кристаллов (зерен или частиц) менее 100 нм. По комплексу свойств они существенно отличаются от обычных материалов такого же химического состава.

Свойства НКМ определяются размерами отдельных зерен и свойствами граничного слоя. В НКМ доля граничного слоя быстро возрастает при измельчении зерен от 100 до 4–5 нм (табл. 15.4):

Таблица 15.4

Диаметр зерна (частицы), нм	100	50	25	20	10	6	4
Объемная доля поверхностного слоя, %	6	12	24	30	60	100	150

Таким образом, в НКМ, начиная с диаметра зерен 6 нм, объем граничного слоя становится больше объема кристаллов.

В компактном виде НКМ получают тремя способами:

- 1) переработкой частиц размером < 100 нм методами порошковой технологии в компактный материал;
- 2) кристаллизацией аморфных металлических сплавов в контролируемых условиях;
- 3) рекристаллизационным отжигом интенсивно деформированных металлических сплавов.

Порошки металлов, карбидов, нитридов, оксидов и других керамических материалов получают испарением материалов в инертной или активной газовой среде; размолотом; синтезом порошка с использованием плазмы, лазерного нагрева, термического разложения веществ – предшественников, электролизом.

Нанокристаллические порошки имеют громадную удельную поверхность: от 20–40 м²/г при диаметре частиц 100 нм и до 110–120 м²/г при диаметре 10 нм.

При сравнении свойств этих материалов с микрокристаллическими аналогами обращает на себя внимание вклад граничных слоев. Так, модули упругости E и G у НКМ на 30 % ниже, твердость в 2–7 раз выше, предел текучести в 2–3 раза выше, временное сопротивление в 1,5–8 раз выше чем у соответствующих аналогов.

Нанокристаллические сплавы сильнее расширяются при нагреве из-за более интенсивного (в 2,5–3 раза) расширения граничного слоя по сравнению с зернами. Так у нанокристаллической меди при размере зерен 8 нм коэффициент теплового расширения вдвое выше его значения у поликристаллической меди.

Удельное электросопротивление НКМ выше, чем у соответствующих аналогов, так как электроны проводимости сильнее рассеиваются на границах зерен. Так, у нанокристаллических меди, никеля и железа с размерами зерен 100–200 нм удельное электросопротивление при 20 °С возрастает соответственно на 15, 35 и 55 %.

15.5. Эвтектические композиционные материалы

Эвтектическими композиционными материалами называют сплавы эвтектического или близкого к эвтектическому состава, в которых упрочняющей фазой выступают ориентированные кристаллы, образующиеся в процессе направленной кристаллизации.

В отличие от обычных композиционных материалов, получаемых путем последовательного выполнения нескольких трудоемких технологических операций, эвтектические материалы и даже детали получают за одну операцию.

Методом направленной кристаллизации получают композиции Al – Al₃N, Al – CuAl₂, Ni – W, Ni – NiBe, Ni – Ni₃Nb, Ni₃Al – Ni₃Nb и другие. Эти сплавы представляют собой композиционный материал, в котором первый компонент (Al, Ni) является матрицей, а второй (Al₃N, CuAl₂, W и др.) – упрочнителем; кристаллы этой фазы имеют форму сильно вытянутых волокон или пластин.

Эвтектические сплавы Al–CuAl₂ и Al–Al₃N по сравнению со сплавами того же состава, но полученными методом ненаправленной кристаллизации, имеют в 3–4 раза больший предел прочности (соответственно 270–330 и 90 МПа) и в 4–5 раз больший предел усталости.

Эти сплавы хорошо свариваются методом диффузионной сварки и обрабатываются холодной пластической деформацией. Сплавы применяют как конструкционный материал, а также для изготовления высокопрочных электрических проводов и контактов электрических выключателей.

Эвтектические сплавы на основе никеля являются жаропрочными материалами. Пределы длительной прочности этих материалов превосходят пределы длительной прочности современных жаропрочных сплавов при рабочих температурах выше 900 °С.

Эвтектические сплавы на основе никеля применяют в ракетной и космической технике для изготовления рабочих лопаток турбин и крепежных деталей газотурбинных двигателей.

Контрольные вопросы

1. Какие материалы называются композиционными?
2. Какие виды композиционных материалов Вам известны?
3. Какова технология изготовления и свойства монокристаллических деталей?
4. Что такое аморфные металлы?
5. Какие материалы называются нанокристаллическими? Каковы их свойства?
6. Какие материалы называются эвтектическими? Каковы их свойства?

16. СВАРКА МЕТАЛЛОВ

16.1. Определение сварки. Классификация методов сварки

Сварка – процесс получения неразъемного соединения путем создания химических или физических связей между структурными частицами вещества соединяемых деталей [7].

Химическая связь между атомами металла возможна только в случае их сближения на расстояние $r \sim 10^{-8}$ см. В реальных условиях сближению двух соединяемых деталей на такое малое расстояние препятствуют следующие факторы:

- высокая твердость металлов;
- геометрические дефекты поверхности (рис. 16.1) – макроскопические нарушения (бочкообразность, вогнутость и др.), волнистость поверхности, микроскопические и ультрамикроскопические неровности);
- загрязнение поверхности оксидами, адсорбированными газами и жидкостями (рис. 16.2).

Для сближения ионов свариваемых деталей на расстояние возникновения металлической связи металл необходимо либо расплавить, либо приложить к деталям значительное давление.

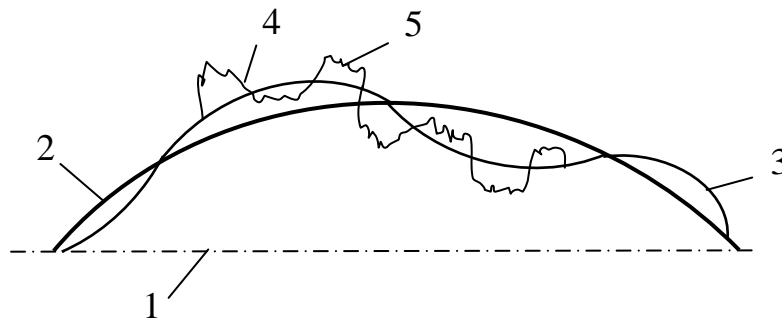


Рис. 16.1. Геометрические дефекты поверхности: 1 – номинальная форма поверхности, 2 – макроскопические нарушения (бочкообразность, вогнутость), 3 – волнистость, 4 – микроскопические неровности, 5 – ультрамикроскопические неровности

В соответствии с этим различают сварку плавлением и сварку давлением (рис. 16.3).

При сварке плавлением (рис. 16.3, а) объединение деталей осуществляется, когда металл находится в жидком состоянии. Давление не прикладывается. Стадии процесса: нагрев и расплавление основного и присадочного материала, смешение жидких основного и присадочного материалов, охлаждение и кристаллизация металла сварного шва.

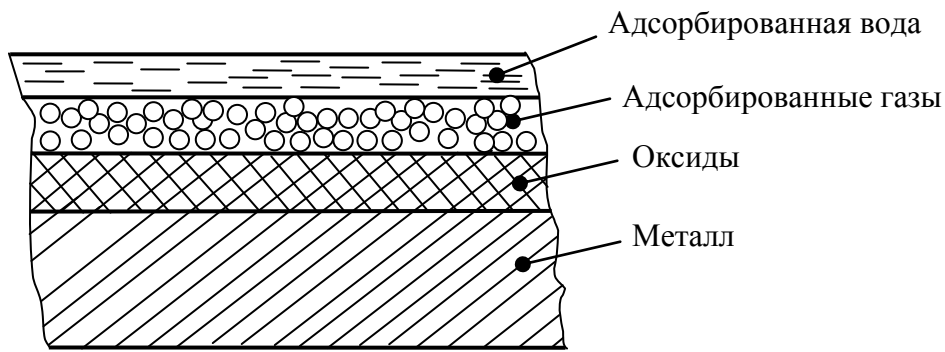


Рис. 16.2. Загрязнение поверхности металла

При сварке давлением (рис. 16.3, б) детали объединяются в одно целое под действием приложенного давления (при этом агрегатное состояние металла в зоне сварки не принимается во внимание, металл может быть и жидким).

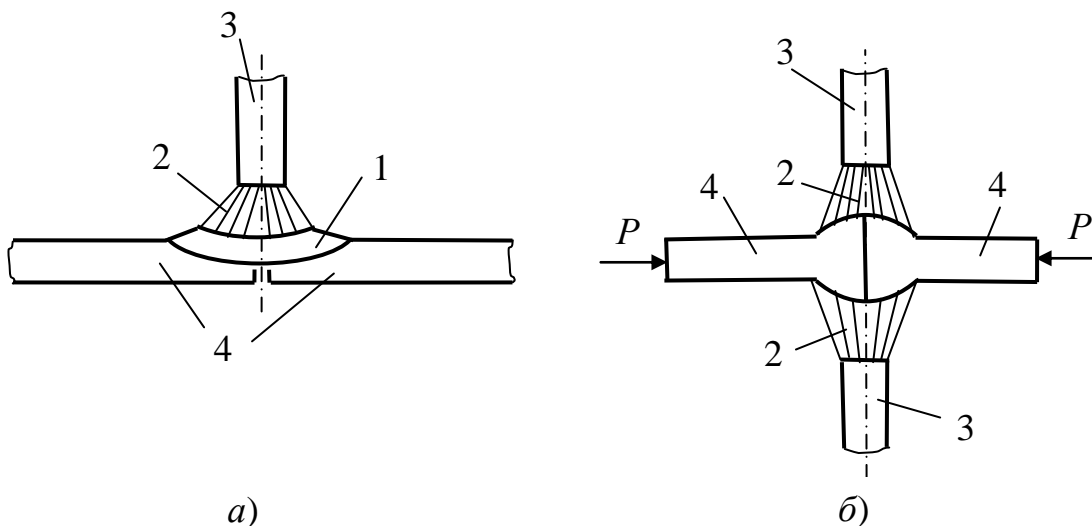


Рис. 16.3. Сварка плавлением (а) и давлением (б):
1 – сварочная ванна, 2 – сварочное пламя, 3 – сварочный электрод
или газовая горелка, 4 – свариваемые детали, P – осадочное давление

Процесс включает следующие стадии:

- пластическую деформацию свариваемых деталей под действием внешнего усилия P и повышенной температуры;
- сближение свариваемых деталей на расстояние, где начинают действовать силы, обусловленные металлической химической связью.

Классификация способов сварки приведена на рис. 16.4.

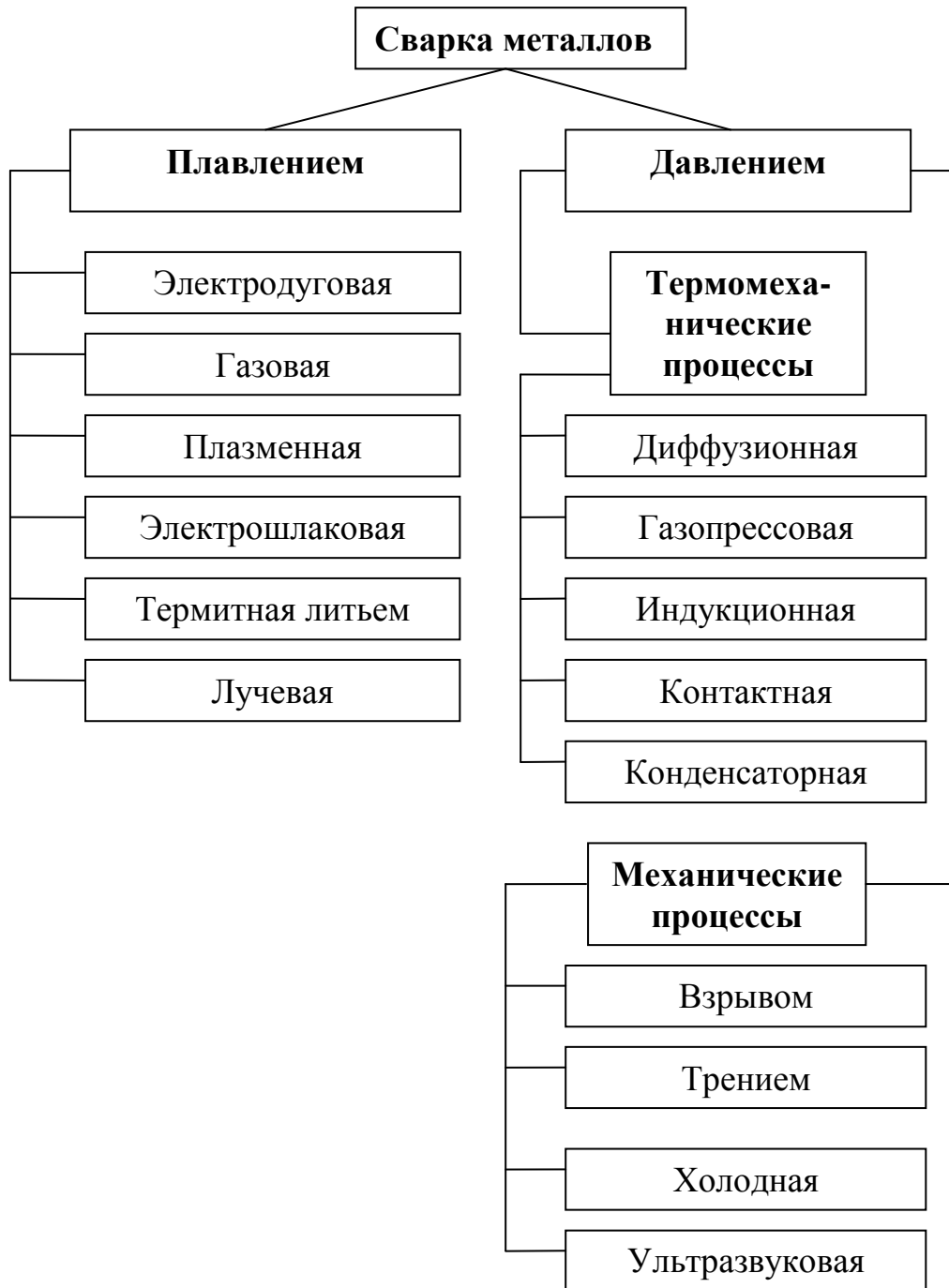


Рис. 16.4. Классификация способов сварки

16.2. Зона термического влияния сварного шва

Зона термического влияния сварного шва (ЗТВ) – участок сварного соединения, прилегающий к шву, в котором под действием нагрева и последующего охлаждения происходит изменение структуры стали, ее механических свойств и возникают внутренние напряжения.

Рассмотрим ЗТВ, образующуюся при сварке малоуглеродистой стали (рис. 16.5).

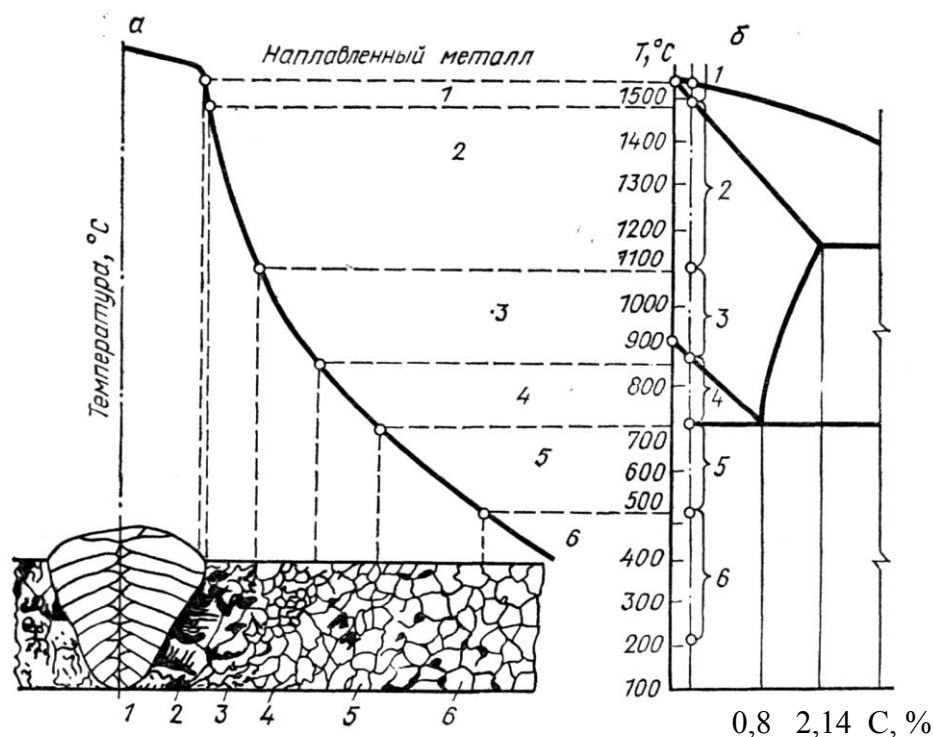


Рис. 16.5. Схема распределения температур при сварке (а) и диаграмма состояния «железо-углерод» (б); участки: 1 – неполного расплавления, 2 – перегрева, 3 – нормализации, 4 – неполной перекристаллизации, 5 – рекристаллизации, 6 – синеломкости [7]

В ЗТВ выделяют следующие участки:

– участок наплавленного металла, металл после кристаллизации имеет столбчатое (дендридное) строение;

1 – участок неполного расплавления; после охлаждения образуется крупнокристаллическая структура с большой неравномерностью химического состава;

2 – участок перегрева; после охлаждения образуется структура с повышенной хрупкостью (видманшted);

3 – участок нормализации; образуется мелкокристаллическая структура с высокими механическими свойствами;

4 – участок неполной перекристаллизации; происходит перекристаллизация перлита, образуется разнотернистая структура, состоящая из мелких зерен перлита и исходных зерен феррита;

5 – участок рекристаллизации – образование мелких равноосных зерен;

6 – участок синеломкости; температура изменяется от 500 до 200 °С, при которой стали склонны к старению и снижению пластичности;

Таким образом, в зоне сварного шва вследствие различной скорости охлаждения металла образуются участки, имеющие различную структуру и различные механических свойства (рис. 16.6).

В металле также возникают внутренние (сварочные) растягивающие и сжимающие напряжения (рис. 16.7).

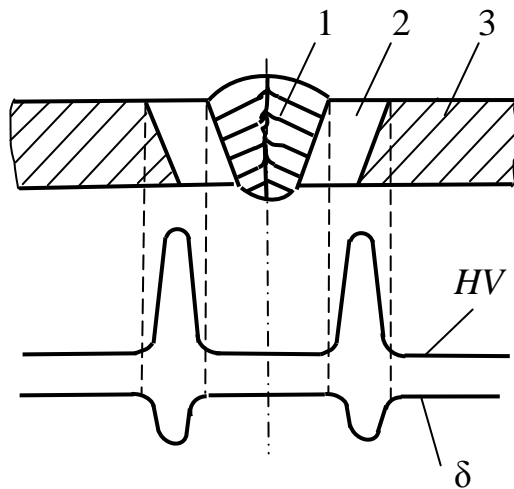


Рис. 16.6. Механические свойства стали в зоне термического влияния сварного шва:
1 – шов, 2 – ЗТВ, 3 – основной металл [7]

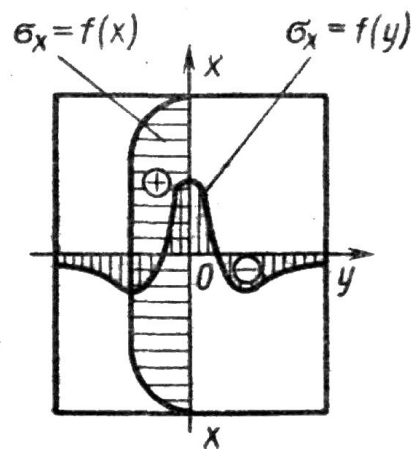


Рис. 16.7. Напряжения в зоне сварного шва:
+ – растягивающие, – сжимающие [7]

Сварочные напряжения могут привести к возникновению трещин в зоне сварного шва и к деформации изделия. Для выравнивания механических свойств металла в сварном шве и уменьшения сварочных напряжений перед сваркой проводят нагрев зоны сварки или всей детали, непосредственно после сварки проводят средний ($t = 300\text{--}400\text{ }^\circ\text{C}$) или высокий ($t = 600\text{--}700\text{ }^\circ\text{C}$) отпуск всего изделия или только зоны сварного шва.

16.3. Электродуговая сварка

16.3.1. Сварочная дуга и ее характеристики

Сварочная дуга – мощный электрический разряд между электродами, находящимися в среде ионизированных газов.

Электрическая дуга между сварочным электродом и изделием называется дугой прямого действия или зависимой дугой (рис. 16.8, *а*). Дуга, электрически не связанная со свариваемым изделием называется дугой косвенного действия или независимой дугой (рис. 16.8, *б*).

Удельная мощность нагрева независимой дугой невелика (10^3 Вт/см²), поэтому примеряют, главным образом, зависимую дугу, имеющую большую мощность (10^3 – 10^5 Вт/см²).

Схема дугового разряда приведена на рис. 16.9.

В дуге постоянного тока различают катодное (2) и анодное (3) пятна. Их температура близка к температуре кипения материала электродов (для стали 3013 К).

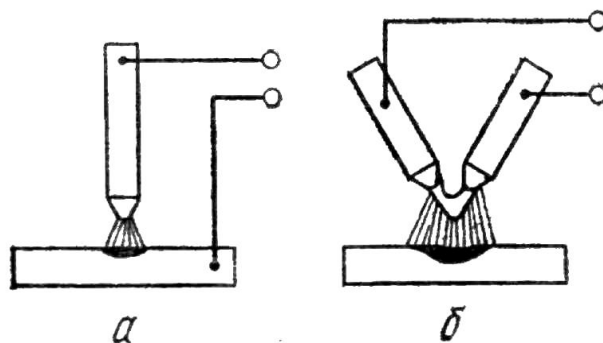


Рис. 16.8. Схемы зависимой (*а*) и независимой (*б*) дуги

Электропроводный газовый канал между пятнами представляет собой плазму – смесь нейтральных атомов, электронов и ионов, образующихся из атмосферы, окружающей дугу, а также веществ, входящих в состав свариваемых деталей, электродов и флюсов. Он имеет форму усеченного конуса и включает 3 области:

- катодную, толщиной 10^{-3} – 10^{-4} мм;
- анодную, толщиной 10^{-2} – 10^{-3} мм;
- столб дуги, имеющий температуру 6000 – 8000 К.

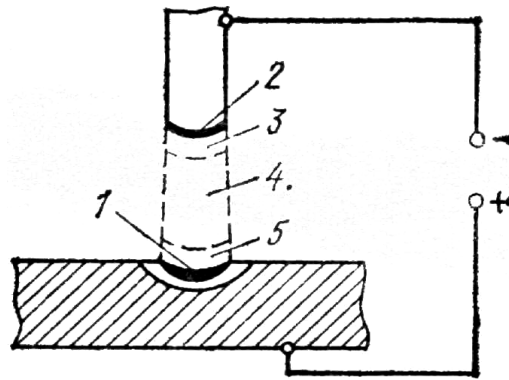


Рис. 16.9. Схема дугового разряда: 1 – анодное пятно, 2 – катодное пятно, 3 – катодная зона, 4 – столб дуги, 5 – анодная зона

Полярность питания сварочной дуги может быть:

– прямая, если сварочный электрод является катодом, а свариваемое изделие анодом;

– обратная, когда электрод – анод, а изделие – катод.

В катодной и анодной областях очень велик градиент температур – порядка $3 \cdot 10^6$ К/мм, который создает мощный тепловой поток от столба дуги к анодному и катодному пятнам.

Мощность $P_{ст}$, выделяемая в столбе дуги:

$$P_{ст} = E I l,$$

где E – напряженность поля в столбе, В/мм; I – сила тока дуги, А; l – длина столба, мм.

Мощность дуги расходуется на нагрев, плавление и испарение металла, а также рассеивается излучением в окружающее пространство.

Основным фактором, определяющим параметры столба дуги, является энергия (потенциал) ионизации дугового газа.

Энергия (потенциал) ионизации (u_3) – это энергия, необходимая для полного удаления электрона из атома (или молекулы) газа и превращения его в положительно заряженный ион.

Например, если дуга горит в парах калия ($u_3 = 4,33$ эВ), то при токе 200 А температура столба, напряженность поля и плотность тока составят, соответственно, 3460 К; 0,8 В/мм и 3 А/мм². Для дуги в парах железа ($u_3 = 7,83$ эВ) имеем, соответственно, 6320 К; 2,8 В/мм², 18 А/мм². Чем меньше потенциал ионизации дугового газа тем легче зажигается и устойчивее горит дуга. Поэтому для повышения устойчивости дуги в сварочные материалы (электроды, проволока и др.) вводят химические элементы с малым потенциалом ионизации. Это щелочные (Na, K, Cs и др.) и щелочноземельные (Be, Mg, Ca, Sr, Ba, Ra) металлы.

Электрические свойства дуги описывают статической вольт-амперной характеристикой (ВАХ), представляющей собой зависимость между током и напряжением в дуге в состоянии устойчивого горения (рис. 16.10). Вольт-амперная характеристика состоит из трех участков: I – падающий, II – жесткий и III – возрастающий. Наибольшее применение нашла дуга с жесткой и возрастающей характеристиками. Дуга с падающей характеристикой малоустойчива и имеет ограниченное применение.

Источники сварочного тока для питания сварочной дуги должны иметь специальную внешнюю характеристику.

Внешней характеристикой источника тока называется зависимость напряжения на его выходных клеммах от тока в электрической цепи.

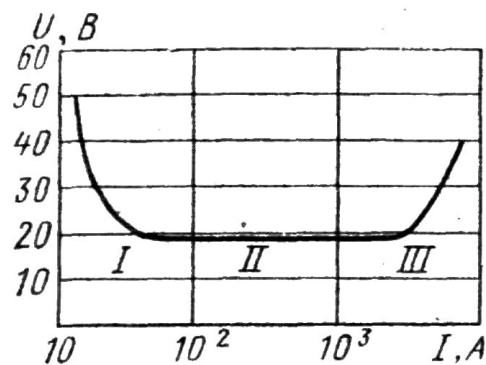


Рис. 16.10. Вольт-амперная характеристика сварочной дуги [7]

Внешние характеристики могут быть следующих видов (рис. 16.11): крутопадающая 1, пологопадающая 2, жесткая 3 и возрастающая 4. Для питания дуги с жесткой характеристикой применяют источники питания с крутопадающей характеристикой.

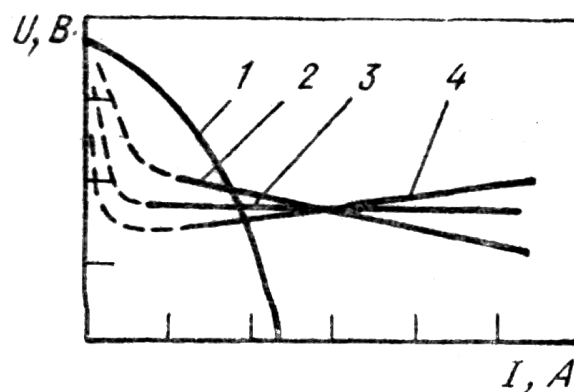


Рис. 16.11. Внешние характеристики источников тока [7]

Режим горения дуги определяется точкой пересечения характеристик дуги и источника тока (рис. 16.12). Точка *A* соответствует режиму холостого хода. В этот период дуга не горит, сварочная цепь разомкнута. Напряжение холостого хода составляет 60 – 80 В. Точка *C* соответствует режиму устойчивого горения дуги. Точка *D* соответствует режиму короткого замыкания при зажигании дуги.

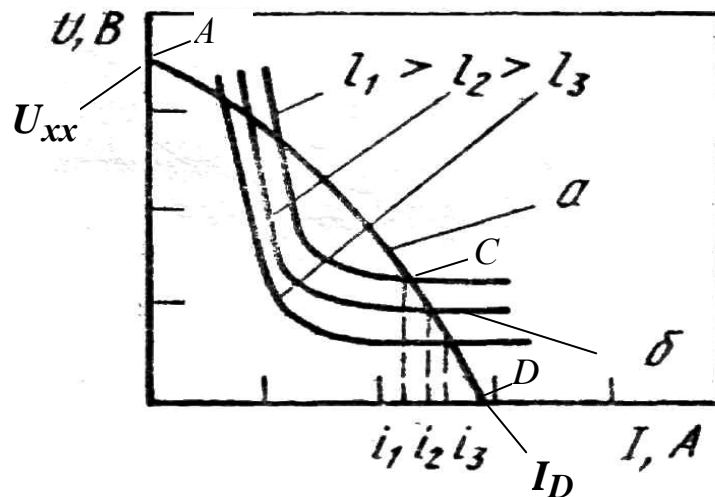


Рис. 16.12. Режимы горения сварочной дуги: *a* – внешняя характеристика источника тока, *б* – вольтамперные характеристики дуги

Источники тока с крутопадающей характеристикой имеют следующие положительные качества:

1. Облегчают зажигание дуги за счет повышенного напряжения холостого хода.
2. Обеспечивают устойчивость горения дуги и постоянство ее мощности при изменении длины дуги, что очень важно при ручной дуговой сварке. Действительно, при изменении длины дуги (рис. 16.12) ток дуги и ее мощность изменяются незначительно:

$$U_1 I_1 \sim U_2 I_2 \sim U_3 I_3.$$

3. Ограничивает ток короткого замыкания I_D ; во избежание перегрева токоведущих проводов I_D не должен превышать рабочий ток сварки более чем на 50 %.

В качестве источников сварочного тока применяют сварочные выпрямители, сварочные трансформаторы и сварочные генераторы.

16.3.2. Виды дуговой сварки

Ручная дуговая сварка плавящимся электродом

Схема сварки приведена на рис. 16.13. Все операции при этом способе сварки (зажигание дуги, перемещение дуги относительно свариваемых деталей) выполняются вручную.

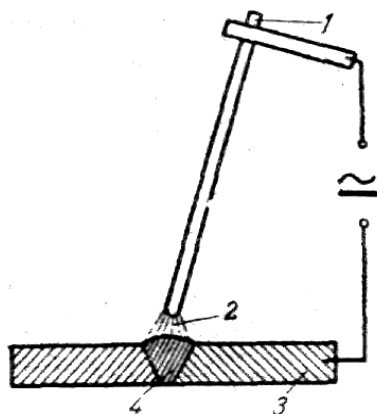


Рис. 16.13. Схема ручной дуговой сварки плавящимся электродом:
1 – электрод, 2 – сварочная дуга, 3 – деталь, 4 – сварочный шов

Достоинства способа:

- простота и маневренность оборудования;
- универсальность – могут быть выполнены швы любого пространственного положения; одно и то же оборудование позволяет сваривать различные металлы (стали, чугуны, цветные металлы).

Недостатки:

- низкая производительность;
- качество шва зависит от квалификации сварщика;
- трудность контроля качества шва.

Параметры процесса:

- а) диаметр сварочного электрода выбирается в зависимости от толщины свариваемого металла (табл. 16.1);

Таблица 16.1

Выбор диаметра сварочного электрода

Толщина листа, мм	1–2	3	4–5	6–12	> 13
Диаметр электрода, мм	2	3	3–4	4–5	5

б) сварочный ток $I_{св}$ рассчитывается по выражению:

$$I_{св} = (20 - 50) d_{эл},$$

где $I_{св}$ – ток в А, $d_{эл}$ – диаметр проволоки электрода в мм.

При ручной дуговой сварке применяют сварочные электроды с качественным покрытием (рис. 16.14).

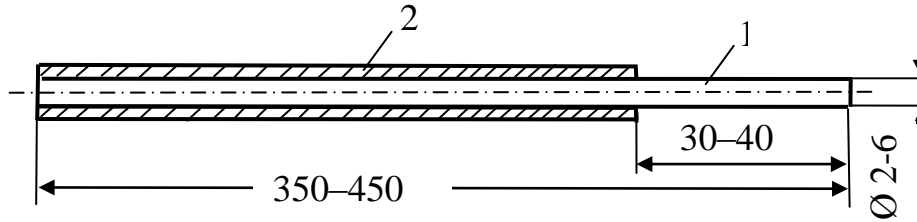
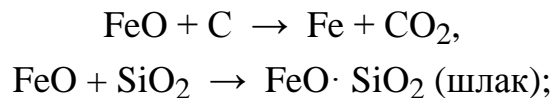


Рис. 16.14. Схема сварочного электрода: 1 – проволока, 2 – покрытие

Электродное покрытие является сложной композицией, оно включает компоненты следующего назначения:

а) стабилизаторы горения дуги (вещества, содержащие металлы с низким потенциалом ионизации – Na, K, Cs, Mg, Ca, Sr, Ba, Ra, Be и др.): $K_3Fe(CN)_6$ – красная кровяная соль, K_2CO_3 – поташ, $CaCO_3$ – мел, известняк, глины;

б) раскислители стали – SiO_2 , TiO_2 , C, SiO_2 и др. Раскислители восстанавливают или переводят оксиды железа в шлак по реакциям:



в) легирующие компоненты, улучшающие качество металла шва, содержат ферромарганец ($FeMn$), феррохром ($FeCr$), ферроникель ($FeNi$) и другие вещества;

г) компоненты, создающие защитную газовую среду, которая препятствует окислению металла шва кислородом воздуха – крахмал, целлюлоза, сахар, древесная мука, пищевая мука и др.;

д) связующие (жидкое стекло – силикаты натрия и калия).

Применяют следующие виды электродов:

а) электроды для сварки углеродистых конструкционных сталей маркируют следующим образом:

Э 38–Э 150; 38, 150 – минимальное значение предела прочности шва или наплавленного металла;

Э 38А; А – электрод обеспечивает повышенную пластичность металла шва;

б) электроды для сварки легированных сталей маркируют следующим образом:

Э–12Х18Н9Т – буквенно–цифровое обозначение в маркировке соответствует марке легированной стали.

В полной маркировке электрода указываются следующие данные:

- диаметр электрода;
- толщина покрытия;
- вид свариваемой стали (углеродистая, легированная, высоколегированная, жаростойкая и др.);
- вид покрытия (целлюлозное, на основе TiO_2 и др.);
- допустимое пространственное положение сварного шва (любое, вертикальное, потолочное и др.);
- характер питания дуги (вид тока, напряжение холостого хода, полярность).

Дуговая сварка неплавящимся вольфрамовым электродом в атмосфере инертных газов (способ Бенардоса)

Схема процесса сварки приведена на рис. 16.15.

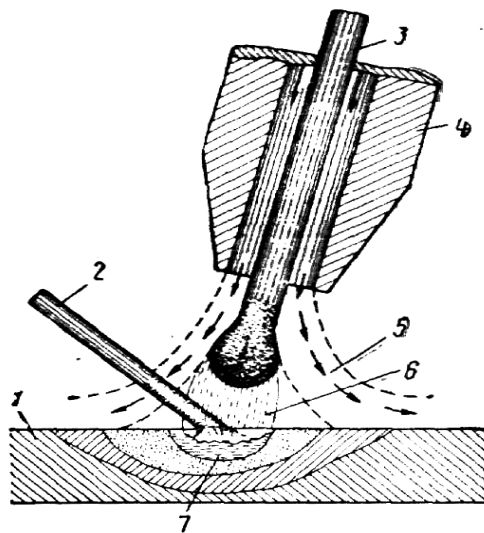


Рис. 16.15. Схема дуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом:
1 – деталь, 2 – присадочная проволока, 3 – вольфрамовый электрод,
4 – сопло для подачи инертного газа (Ar, He), 5 – инертный газ, 6 – сварочная дуга,
7 – сварочная ванна [7]

Способ применяется для сварки алюминия, магния, титана, жаропрочных и высоколегированных сталей.

В качестве защитного газа, защищающего металл сварочной ванны от окисления, применяют аргон, гелий, углекислый газ и другие газы.

Достоинства способа:

1. Способ позволяет получать соединения высокого качества во всех пространственных положениях.

2. Отсутствие шлака.

Недостатки способа:

1. Высокая стоимость и дефицитность защитных газов.

2. Толщина свариваемых деталей составляет не более 4 мм.

В качестве присадочного материала применяют алюминиевую, магниевую проволоку, проволоку из углеродистых и легированных сталей, состав которых соответствует составу свариваемого материала.

Принцип маркировки проволоки соответствует принципу маркировки углеродистых и легированных сталей.

Углеродистая проволока имеет следующую маркировку: **Св-08, Св-08А, Св-10Г2.**

Легированная проволока - **Св-08ХГ2СМ, Св-Х18Н10Т.**

16.4. Газовая сварка

Газовая сварка – способ сварки плавлением, при котором металл нагревают пламенем, образующимся при сжигании газа с кислородом.

Схема процесса сварки приведена на рис. 16. 16.

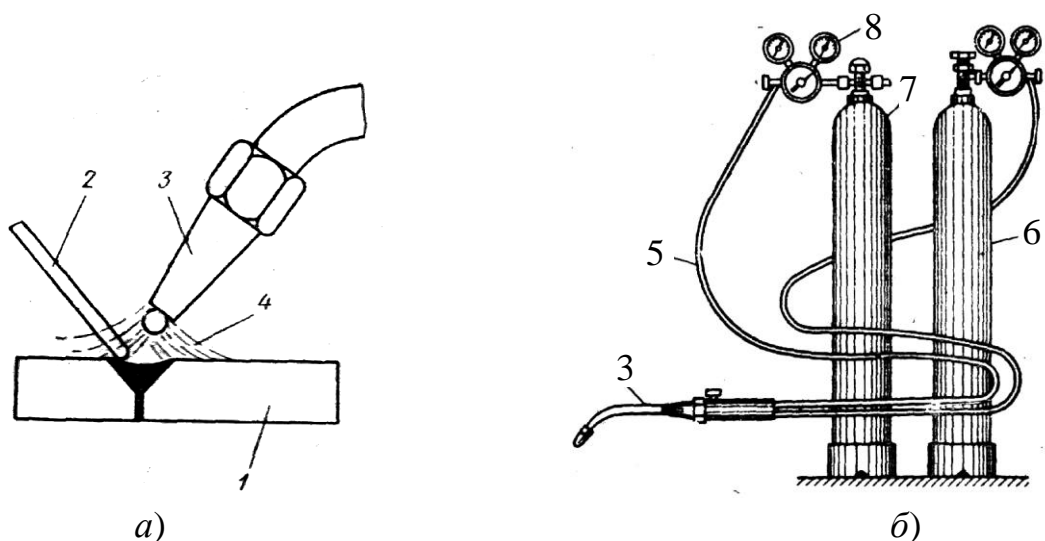
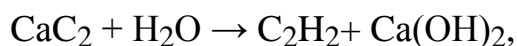


Рис. 16.16. Схема сварки (а) и установка для газовой сварки (б):

1 – деталь, 2 – присадочная проволока, 3 – газовая горелка, 4 – сварочное пламя, 5 – шланги, 6 – баллон с кислородом, 7 – баллон с ацетиленом, 8 – редуктор [7]

При газовой сварке в качестве горючего газа применяют:

- ацетилен (C₂H₂) из баллонов;
- ацетилен, получаемый в ацетиленовых генераторах по реакции:



- пропан (C₃H₈),
- пропанобутановую смесь (C₃H₈ + C₄H₁₀).

Достоинства способа:

1. Простота оборудования.
2. Возможность осуществлять визуальный контроль за процессом сварки.
3. Возможность осуществления процесса сварки в полевых условиях.
4. Легкость управления процессом сварки.
5. Возможность сваривать тонкостенные изделия, черные и цветные металлы.

Недостатки способа:

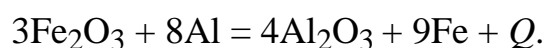
1. Низкая производительность процесса при толщине листа более 5 мм.
2. Большие деформации основного металла.
3. Значительный рост зерна металла в зоне термического влияния.

16.5. Термитная сварка

Термитная сварка – способ сварки плавлением, включающий нагрев свариваемых деталей с помощью тепла, выделяемого при горении термитных пиротехнических составов (термитов) и заполнение сварочной ванны расплавленным металлом, образующимся при восстановлении металла из его оксида в процессе горения термитной смеси.

Термитные пиротехнические составы – порошкообразные смеси оксидов металлов с металлами, способные гореть с выделением большого количества тепла, при этом в процессе горения происходит восстановление металла из его оксида.

Например, в процессе горения алюминиевого термита, включающего Fe₂O₃ в качестве окислителя и алюминиевый порошок в качестве горючего, протекает реакция восстановления железа:



В этом процессе температура расплавленного железа составляет около 3000 °С, что позволяет использовать его для сварки стальных деталей, например, для сварки трамвайных рельсов. Для сварки одного стыка расходуется 7–8 кг термита.

16.6. Электрическая контактная сварка

Электрическая контактная сварка – способ получения сварного соединения, включающий нагрев свариваемых деталей проходящим через них током и последующую пластическую деформацию зоны соединения.

Различают точечную и шовную контактную сварку.

Схема точечной контактной сварки приведена на рис. 16.17.

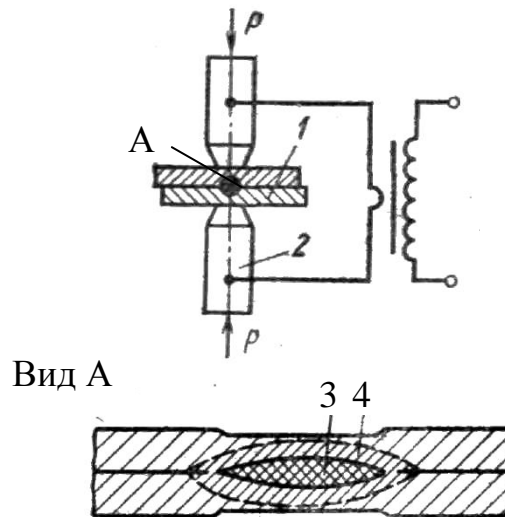


Рис. 16.17. Схема точечной сварки:

1 – деталь; 2 – медный электрод, охлаждаемый водой; 3 – зона расплавленного металла; 4 – зона термического влияния [7]

Процесс сварки включает следующие стадии:

1. Местный нагрев и расплавление металла под действием электрического тока с образованием так называемого литого ядра (3).
2. Приложение давления к электродам (осадка).
3. Снятие электрического напряжения и давления.
4. Перемещение электродов в следующую точку соединения, подлежащего сварке.

При соединении деталей точечной контактной сваркой образуется прерывистый шов, состоящий из отдельных точек.

При шовной контактной сварке в качестве электродов применяют вращающиеся ролики. При этом виде сварки образуется непрерывный сварной шов.

16.7. Сварка взрывом

Сварка взрывом – образование сварного соединения под действием ударной волны, образующейся при взрыве взрывчатого вещества (тротил, гексоген и др.).

Схема процесса сварки приведена на рис. 16.18.

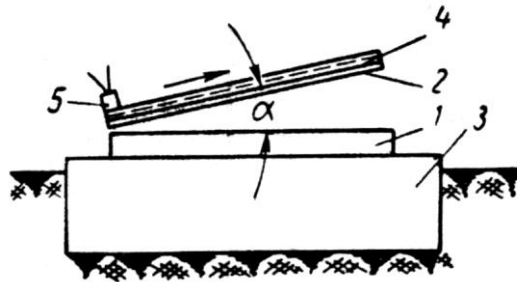


Рис. 16.18. Схема сварки взрывом: 1, 2 – свариваемые детали; 3 – массивная опора; 4 – взрывчатое вещество; 5 – детонатор [7]

При взрыве взрывчатого вещества происходит метание пластины 2 на пластину 1 со сверхзвуковой скоростью (1000 м/с). При этом в месте контакта развиваются высокие температура и давление под действием которых металл течет и сваривается.

Достоинство: способ позволяет эффективно сваривать разнородные металлы, например, углеродистую сталь с легированной сталью, никелем, титаном, медью, алюминием.

Недостатки: повышенная опасность процесса, требующая применения надежных защитных устройств.

Контрольные вопросы

1. Дайте определение процесса сварки.
2. Что называется зоной термического влияния сварного шва?
3. Какой вид имеет вольтамперная характеристика сварочной дуги?
4. Какие внешние характеристики источников тока Вы знаете?
5. Назовите достоинства и недостатки ручной дуговой сварки.
6. В чем заключается процесс дуговой сварки неплавящимся электродом в атмосфере инертных газов?
7. В чем заключается процесс газовой сварки?

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Материаловедение: учебник для вузов / Под общей ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002. – 648 с.
2. Материаловедение и технология конструкционных материалов: учебник для вузов / под ред. Б.В. Арзамасова, А.А. Черепихина. – М.: Издательский центр «Академия», 2007. – 448 с.
3. Материаловедение и технология металлов. / Под общ. ред. Г.П. Фетисова. – М.: Высшая школа, 2002. – 638 с.
4. Колесов, С.Н. Материаловедение и технология конструкционных материалов: учебник для вузов / С.Н. Колесов, И.С. Колесов. – М.: Высшая школа, 2008. – 535 с.
5. Гуляев, А.П. Металловедение: учебник для вузов / А.П. Гуляев – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
6. Лахтин, Ю.М. Материаловедение: учебник для машиностроительных вузов / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1980. – 493 с.
7. Кнорозов, Б.В. Технология металлов и материаловедение: производственное издание / Б.В. Кнорозов [и др.] – М.: Металлургия, 1987. – 800 с.
8. Солнцев, Ю.П. Металловедение и технология металлов: учебник для вузов / Ю.П. Солнцев [и др.] – М.: Металлургия, 1988. – 512 с.
9. Ибатуллин, Б.Л. Металлы теплоэнергетических установок: учеб. пособие для вузов. Б.Л. Ибатуллин. – Казань: Таткнигоиздат, 1995. – 190 с.
10. Ибатуллин, Б.Л. Специальные материалы теплоэнергетических установок: учеб. пособие для вузов / Б.Л. Ибатуллин. – Казань: Таткнигоиздат, 1998. – 260 с.
11. Материаловедение: практикум / Под ред. С.В. Ржевской. – М: Логос, 2004. – 272 с.
12. Геллер, Ю.А. Материаловедение. Методы анализа, лабораторные работы и задачи: учеб. пособие для вузов / Ю.А. Геллер, А.Г. Рахштадт. – М.: Металлургия, 1989. – 456 с.
13. Мозберг, Р.К. Материаловедение: учеб. пособие / Р.К. Мозберг. – М.: Высшая школа, 1991. – 448 с.
14. Ржевская, С.В. Материаловедение: учебник / С.В. Ржевская. – М.: Логос, 2004. – 424 с.

15. Пейсахов, А.М. Материаловедение и технология конструкционных материалов: учебник / А.М. Пейсахов, А.М. Кучер. – СПб.: Изд-во Михайлова В.А., 2005. – 416 с.

16. Сироткин, О.С. Введение в материаловедение (начала общего материаловедения): учеб. пособие по курсу «Материаловедение. Технология конструкционных материалов» / О.С Сироткин. Казань: КГЭУ, 2004. – 212 с.

17. Материаловедение. Технология конструкционных материалов: лабораторный практикум / под. ред. О.С. Сироткина. – Казань: КГЭУ, 2004. – 95 с.

18. Лабораторные и практические работы по материаловедению и технологии конструкционных материалов / К.Г. Гаделшин и др. – Казань: КГЭУ, 2005. – 65 с.

19. Сухарников, А.Е. Материаловедение. Технология конструкционных материалов: лабораторные работы / А.Е. Сухарников. – Казань: КГЭУ, 2003. – 32 с.

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	3
1. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ ВЕЩЕСТВ	4
1.1. Типы, параметры и свойства кристаллических решеток	4
1.2. Полиморфизм	7
1.3. Дефекты кристаллического строения	9
1.4. Влияние типа связи на структуру и свойства кристаллов	11
2. СВОЙСТВА И КЛАССИФИКАЦИЯ МЕТАЛЛОВ. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ.....	17
2.1. Характерные свойства металлов	17
2.2. Классификация металлов	18
2.3. Хронология применения металлов	20
2.4. Объемы мирового производства металлов и сплавов	21
2.5. Относительная стоимость некоторых металлов	21
2.6. Деформация и разрушение металлов	22
3. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	28
3.1. Условная диаграмма растяжения	28
3.2. Модули упругости.....	33
3.3. Характеристики пластичности после разрыва	34
3.4. Истинная диаграмма растяжения	35
3.5. Твердость материалов	35
4. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ. ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ	39
4.1. Характеристики, определяемые при динамическом нагружении	39
4.1.1. Ударная вязкость	39
4.1.2. Порог хладноломкости	41
4.2. Характеристики материалов, определяемые при циклическом нагружении	43
4.3. Деформационное упрочнение металлов (наклеп)	45
4.4. Возврат и рекристаллизация	47
5. СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ	51
5.1. Общие определения.....	51
5.2. Типы сплавов.....	52
5.3. Диаграммы состояния сплавов.....	54

5.3.1. Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии.....	55
5.3.2. Правило отрезков.....	56
5.3.3. Дендридная ликвация.....	57
5.3.4. Диаграмма состояния сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов	58
5.3.5. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии	60
5.3.6. Диаграмма сплава с устойчивым химическим соединением (не разлагающимся при плавлении)	63
5.3.7. Правило Курнакова.....	64
6. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ СПЛАВА «ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД»	67
6.1. Компоненты сплава, фазы, двухфазные структуры, характерные точки и линии диаграммы.....	67
6.2. Виды цементита.....	70
6.3. Фазовый состав областей диаграммы.....	71
6.4. Классификация сталей и чугунов по диаграмме «железо-углерод»	71
7. ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ.....	74
7.1. Превращения в сталях при нагреве и медленном охлаждении .	74
7.2. Диффузия	76
7.3. Превращения аустенита при охлаждении с различной скоростью	77
8. ВИДЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ.....	82
8.1. Отжиг.....	82
8.2. Нормализация	84
8.3. Закалка	85
8.4. Закаливаемость и прокаливаемость стали.....	87
8.5. Отпуск	90
9. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ	93
9.1. Цементация	93
9.2. Режимы термической обработки цементуемых изделий.....	95
9.3. Азотирование стали.....	98
9.4. Сравнительная оценка процессов азотирования и цементации.	99
9.5. Цианирование стали (нитроцементация)	99
9.6. Диффузионное насыщение.....	100
10. УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ И ЧУГУНЫ	102
10.1 Углеродистые стали	102
10.1.1. Состав углеродистых сталей.....	102
10.1.2. Классификация углеродистых сталей.....	104
10.1.3. Углеродистые стали обыкновенного качества	105

10.1.4. Углеродистые качественные стали	108
10.1.5. Высококачественные инструментальные стали	109
10.1.6. Особая группа	110
10.2. Чугуны	110
10.2.1. Состав чугунов	111
10.2.2. Процессы графитизации в чугунах	111
10.2.3. Классификация, маркировка и применение чугунов.	113
11. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ	117
11.1. Классификация легированных сталей	117
11.2. Влияние легирующих элементов на свойства стали	120
11.3. Маркировка легированных сталей	121
11.4. Классификация легированных сталей по назначению	122
12. ЖАРСТОЙКИЕ И ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ	126
12.1. Жаростойкие стали и сплавы	126
12.2. Жаропрочные стали и сплавы	128
12.2.1. Критерии жаропрочности	130
12.2.2. Принципы создания жаропрочных материалов	131
12.2.3. Группы жаропрочных сталей и сплавов	132
13. КОРРОЗИОННАЯ И РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОВ	134
13.1. Электрохимическая коррозия	134
13.1.1. Нормальные потенциалы металлов	134
13.1.2. Влияние различных факторов на коррозионную стойкость металлов при электрохимической коррозии	136
13.1.3. Виды электрохимической коррозии	140
13.2. Коррозионно-стойкие стали	141
13.3 Коррозионно-стойкие покрытия	144
13.4. Радиационная стойкость материалов	145
14. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ	147
14.1. Алюминий и сплавы на его основе	147
14.1.1. Свойства алюминия	147
14.1.2. Марки алюминия	148
14.1.3. Классификация, свойства, маркировка и применение алюминиевых сплавов	148
14.1.4. Термическая обработка дюралюминия	151
14.2. Медь и сплавы на ее основе	155
14.2.1. Свойства меди	155
14.2.2. Латуни	156
14.2.3. Бронзы	158

15. НОВЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ	162
15.1. Композиционные материалы	162
15.1.1. Общая характеристика	162
15.1.2. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы	164
15.1.3. Волокнистые композиционные материалы.....	165
15.1.4. Керамические композиционные материалы	170
15.1.5. Углерод-углеродные керамические материалы.....	171
15.2. Монокристаллы	171
15.3. Аморфные металлы	172
15.4. Нанокристаллические материалы.....	174
15.5. Эвтектические композиционные материалы.....	175
16. СВАРКА МЕТАЛЛОВ	177
16.1. Определение сварки. Классификация методов сварки	177
16.2. Зона термического влияния сварного шва	179
16.3. Электродуговая сварка	182
16.4. Газовая сварка	189
16.5. Термитная сварка	190
16.6. Электрическая контактная сварка	191
16.7. Сварка взрывом	192
Библиографический список	193

Учебное издание

Сухарников Александр Евгеньевич

КОНСТРУКЦИОННОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебное пособие по дисциплине
«Материаловедение»

Кафедра материаловедения и технологии материалов КГЭУ

Редактор издательского отдела
Компьютерная верстка *Т.И. Лунченкова*

Подписано в печать

Формат 60 × 84/16. Бумага ВХИ. Гарнитура «Times». Вид печати РОМ.
Усл. печ. л. 11,56. Уч.-изд. л. 6,08. Тираж 500 экз. Заказ №

Издательство КГЭУ, 420066, Казань, Красносельская, 51

