

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ
КУРГАНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ

М.Д. Филинков

**ОСНОВЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ**

Учебное пособие

Курган 2009

УДК 620.18
ББК 34.22
Ф53

Рецензенты

Профессор Курганской государственной сельскохозяйственной академии, доктор технических наук, проф. Фоминых А.В.; главный инженер завода точных заготовок КМЗ канд. техн. наук Гилевич И.Б.

Печатается по решению методического совета Курганского государственного университета.

Научный редактор канд. техн. наук, доц. Л.М. Савиных

Ф53 Филинков М.Д. Основы материаловедения и термической обработки стали: Учебное пособие. – Курган: Изд-во Курганского гос. ун-та, 2008. – 124с.

В учебном пособии излагаются основы материаловедения и термической обработки стали, приводятся технические характеристики и показатели механических свойств сталей, наиболее применяемых в производстве новой техники, дается достаточно полная классификация сталей по составу, назначению и качеству, приводятся основы выбора сталей для конструкций, методы их упрочнения, обеспечивающие достижение высокой технико-экономической эффективности.

Учебное пособие предназначено для студентов университета, обучающихся по инженерным специальностям, и может быть использовано инженерно-техническими работниками машиностроительных предприятий.

Рис. - 67, табл. – 9.

УДК 620.18
ББК 34.22

ISBN 978-5-86328-961-8

© Курганский
государственный университет, 2009
© Филинков М.Д., 2009

ВВЕДЕНИЕ

Современные машины, узлы, механизмы работают в условиях высоких скоростей перемещения деталей, высоких и низких температур и давлений. Поэтому производство машин невозможно без использования особо чистых металлов, высокопрочных и специальных сплавов, неметаллических материалов с особыми свойствами.

Важное значение имеет повышение свойств и качество металлических сплавов и неметаллических конструкционных материалов. В машиностроительной промышленности наибольшее применение получили сплавы на основе железа с углеродом и другими элементами таблицы Д.И. Менделеева, которые наиболее удовлетворяют реалиям рыночной экономики (быстрой смене видов изготавливаемой техники и существенному ее усложнению), обеспечивающим высокую производительность и требующим наименьших затрат труда.

В условиях спада промышленного производства и сокращения выпуска металла главными путями уменьшения его расхода будут:

- применение оптимальных методов упрочнения деталей и узлов в соответствии с требованиями точности в условиях эксплуатации;
- увеличение прочности, надежности и долговечности металла повышением его чистоты, выполнением микрولةгирования и термической обработки;
- проектирование и совершенствование технологии получения заготовок деталей машин с минимальными припусками на механическую обработку;
- широкое применение неметаллических конструкционных материалов нового поколения;
- правильный выбор и рациональное использование конструкционных материалов, их упрочнение.

Некоторые темы курса изложены более подробно в связи с их значимостью и связью с другими техническими дисциплинами. Достаточно полно использованы и показаны иллюстративные материалы – графики, таблицы, схемы, составленные на основе литературных данных и исследований отечественных и зарубежных авторов.

Материаловедение как наука, исследующая связь между составом, строением и свойствами материалов и закономерности их изменения от температуры, давления, химических и электромагнитных факторов, продолжает успешно развиваться в области теории и методов термической и химико-термической обработки, получения металлов и сплавов с заданными свойствами и др.

ГЛАВА 1. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

1.1. Общие сведения о металлах

Основными конструкционными материалами в современном машиностроении являются металлы и сплавы, полученные на их основе. Металлы и сплавы

имеют атомно-кристаллическое строение. Атом представляет собой систему, состоящую из положительно заряженного ядра и отрицательно заряженных электронов, постоянно движущихся вокруг ядра на разном расстоянии по определенным круговым и эллиптическим орбитам, параметры которых характеризуется квантовыми числами. В соединениях металлы, как правило, проявляют положительную валентность, наиболее типичное значение которой равняется двум. Наружные, или валентные электроны слабо связаны с ядром атома и поэтому легко отрываются от него, свободно перемещаясь между образовавшимися положительно заряженными ионами. Слабая связь наружных электронов с ядром определяет строение и свойства металлов. Все металлы состоят из атомов, в которых положительно заряженные ионы, совершающие колебательные движения относительно определенных центров, окружены подвижными отрицательно заряженными электронами.

Электроны могут легко уходить с наружной орбиты одного атома на орбиту другого, образуя коллективизированные электроны, называемые электронным газом, или облаком. Они свободно перемещаются по определенным энергетическим уровням между ионами, периодически расположенными в пространстве. Электрическое взаимодействие между положительно заряженными ионами и коллективизированными электронами определяет возникновение металлического состояния и называется металлической связью. Она может увеличиваться при повышении концентрации электронного газа.

Соотношение между силами притяжения и отталкивания между ионами и электронами определяет закономерное расположение атомов с минимальной потенциальной энергией в металле с образование кристаллической решетки.

Образование свободных коллективизированных электронов обеспечивает высокую тепло- и электропроводность металлов и сплавов. Ионное строение металла и образование электронного газа создают условия для формирования высокой прочности металла.

ХАРАКТЕРНЫМИ ДЛЯ МЕТАЛЛОВ СВОЙСТВАМИ ЯВЛЯЮТСЯ:

- ВЫСОКАЯ ТЕПЛО- И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ;
 - ТЕРМОЭЛЕКТРОННАЯ ЭМИССИЯ;
 - МЕТАЛЛЫ НЕ ПРОЗРАЧНЫ И ОБЛАДАЮТ МЕТАЛЛИЧЕСКИМ БЛЕСКОМ;
 - ПОЛОЖИТЕЛЬНЫЙ ТЕМПЕРАТУРНЫЙ КОЭФФИЦИЕНТ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ;
 - СПОСОБНОСТЬ К ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.
-

1.2. Атомно-кристаллическое строение металлов

Металлы и сплавы могут находиться в газообразном, жидком и твердом состояниях. В газообразном состоянии атомы металла непрерывно движутся из-за

накопления большой кинетической энергии отталкивания. Поэтому газ все время стремится расшириться. В жидком состоянии силы притяжения и отталкивания уравновешены, но по расположению не упорядочены, что приводит к нарушению кристаллического строения металла.

В твердом состоянии атомы обладают малой кинетической энергией и совершают только колебательное движение относительно своего места. Расположение атомов в металле становится упорядоченным и характеризуется закономерным размещением в пространстве с образованием кристаллической решетки.

Кристаллическая решетка металлов может быть мысленно представлена в виде пространственной геометрической фигуры, построенной с помощью условных линий, проведенных в направлении трех координатных осей через центры ближайших атомов, около которых они совершают колебательные движения. Форма и размеры кристаллической решетки определяют строение металла и его свойства. Кристаллическое описание выполнено для семи систем - сингоний, в зависимости от соотношений между осевыми расстояниями и углами наклона граней к осям координат в трехмерном пространстве.

Наименьшая совокупность атомов, которая при последовательном многократном перемещении и повторении в пространстве показывает строение всего металла, называется элементарной кристаллической ячейкой.

Основными характеристиками, определяющими кристаллическую решетку, являются:

1. Базис решетки. Это число атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку.

2. Координационное число. Это величина, указывающая число атомов, расположенных на ближайшем и одинаковом расстоянии от любого атома в кристаллической решетке. При повышении координационного числа увеличивается плотность упаковки атомов в элементарной ячейке.

3. Плотность упаковки атомов в кристаллической решетке. Она определяет объем, занятый атомами, к объему элементарной ячейки.

4. Период решетки – расстояние между атомами в кристаллической решетке в направлении соответствующих осей координат. Период кристаллической решетки измеряется в ангстремах (а), килоиксах (кх) или нанометрах (нм): $1\text{Å}=10^{-10}\text{ см}$; $1_{\text{кх}}=1,00202\cdot 10^{-9}\text{ нм}$; $1_{\text{нм}}=10\text{Å}$.

В зависимости от углов наклона осей прямоугольных координат и относительного размера периода кристаллические решетки подразделяются на семь кристаллических систем, называемых сингониями.

Размеры ребер кристаллической решетки обозначим a – длина, b – ширина, c – высота, а углы наклона ребер относительно осей координат в трехмерном пространстве - α , β и γ . Формы кристаллических ячеек будут называться:

1) триклинная: $a \neq b \neq c$; $\alpha \neq \beta \neq \gamma = 90^\circ$; 2) моноклинная: $a \neq b \neq c$; $\alpha = \gamma = 90^\circ$; $\beta \neq 90^\circ$; 3) ромбическая: $a \neq b \neq c$; $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$; 4) гексагональная: $a = b \neq c$; $\alpha = \beta = 90^\circ$; $\gamma = 120^\circ$; 5) ромбоэдрическая: $a = b = c$; $\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$; 6) тетрагональная: $a = b \neq c$; $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$; 7) кубическая: $a = b = c$; $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$.

Значительное число промышленных металлов и сплавов имеют кубическую объемноцентрированную кристаллическую решетку, гексагональную и тетрагональную решетки, форма и размеры которых приведены на рис. 1.1; 1.2; 1.3 и 1.4.

1. Простая кубическая (рис. 1.1).

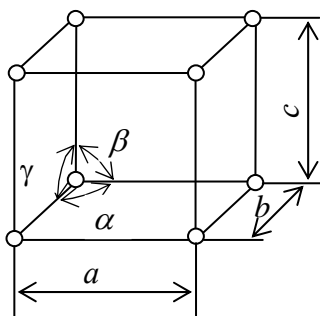


Рис. 1.1. Простая кубическая решетка

- а) координационное число К6; б) базис решетки 1 атом;
- в) плотность упаковки 50%; г) $a=b=c$; д) $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$.

2. Объемноцентрированная кубическая решетка (рис. 1.2).

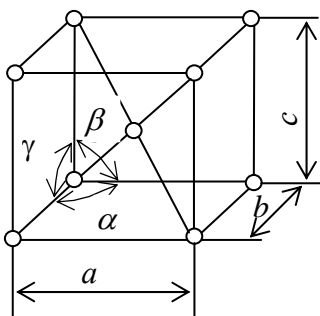


Рис. 1.2. Объемноцентрированная кубическая решетка

- а) координационное число К8; б) базис решетки 2 атома;
- в) плотность упаковки 0,68; г) $a = b = c$; д) $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$.

Этот тип решетки встречается у хрома, α -железа, вольфрама, молибдена и других металлов.

3. Гранецентрированная кубическая решетка (рис. 1.3).

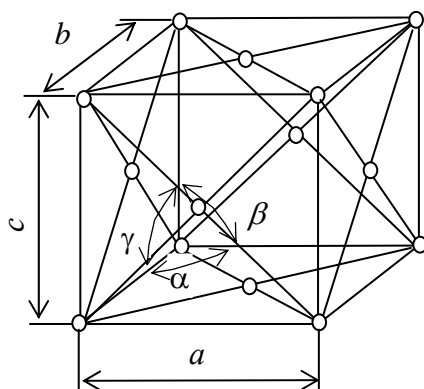


Рис. 1.3. Гранецентрированная кубическая решетка

- а) координационное число К12; б) базис решетки 4 атома;
- в) плотность упаковки 0,74; г) $a = b = c$; д) $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$.

Этот тип кристаллической решетки встречается у меди, алюминия, γ -железа, никеля, серебра и других металлов.

Кристаллическая объемноцентрированная кубическая решетка α -железа, имеющая параметр 2,86 А, при 910°C переходит в кристаллическую решетку гранецентрированного куба с параметром в 3,63 А.

4. Гексагональная кристаллическая решетка (рис. 1.4).

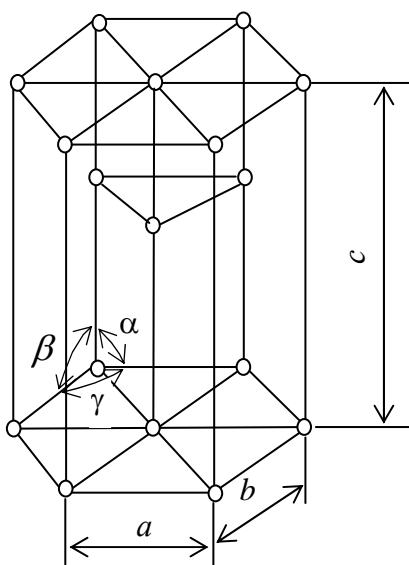


Рис. 1.4. Гексагональная кристаллическая решетка

- а) координационное число Г12 – для плотноупакованной решетки;
- б) базис решетки 6 атомов; в) плотность упаковки 0,74; г) $a = b \neq c$;
- д) $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$; $\gamma = 120^\circ$.

При соотношении параметров $b = 1,633 a$ гексагональная решетка называется плотноупакованной.

Гексагональную кристаллическую решетку имеют магний, цинк, титан, бериллий, кадмий и другие металлы.

ПЕРИОД КРИСТАЛЛИЧЕКОЙ РЕШЕТКИ – ЭТО РАССТОЯНИЕ МЕЖДУ БЛИЖАЙШИМИ ПАРАЛЛЕЛЬНЫМИ АТОМНЫМИ ПЛОСКОСТЯМИ ЭЛЕМЕНТАРНОЙ ЯЧЕЙКИ.

1.3. Свойства кристаллов

Свойства кристаллов определяются, как правило, природой атомов. Прочность и пластичность металлов зависят от силы взаимодействия между этими атомами. В свою очередь силы взаимодействия в значительной степени определяются расстоянием между атомами, т.е. частотой встреч атомов в данном направлении. Расстояния между атомами по разным направлениям различны, следовательно, будут существенно различаться и свойства кристалла в данных направлениях. Чем больше атомов расположено в кристалле в данном направлении, тем выше его пластичность и меньше прочность.

СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ ЗАВИСЯТ ОТ КООРДИНАЦИОННОГО ЧИСЛА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ. ПРИ БОЛЬШИХ ЕГО ЗНАЧЕНИЯХ ПЛАСТИЧНОСТЬ ВОЗРАСТАЕТ И СКЛОННОСТЬ К ХРУПКОСТИ СНИЖАЕТСЯ.

1.4. Атомные плоскости в кристаллической решетке и их обозначение

Металлы и сплавы, имея кристаллическое строение, образуют кристаллическую решетку, состоящую из элементарных повторяющихся ячеек. В узлах кристаллической решетки располагаются атомы, совершающие колебательные движения относительно центров устойчивого равновесия.

В кристаллической решетке атомы образуют определенные плоскости и направления, которые обозначаются соответствующей системой индексации. Для кубической решетки индексация плоскостей обозначается целыми числами, пропорциональными обратной величине отрезков, отсекаемых данной плоскостью на осях координат. Единицей измерения является длина ребра куба. Плоскости скольжения, проведенные в кубической решетке, показаны на рис. 1.5.

В различных кристаллографических плоскостях расстояния между атомами и густота их расположения различны. Взаимодействие атомов между собой определяет комплекс свойств кристаллов. Следовательно, в различных направлениях свойства кристаллов будут различными. Это явление называется анизотропией.

Реальные металлы и сплавы представляют собой поликристаллы, состоящие из большого числа разноориентированных монокристаллов. Это приводит к усреднению свойств металла во всех направлениях.

При обработке давлением под действием внешних сил в металле возникают внутренние напряжения, отражающие степень сопротивления тела внешнему воздействию. При этом атомы кристаллической решетки смещаются из положения устойчивого равновесия. Если величина этого перемещения атомов не превышает параметр кристаллической решетки, то наступает упругая деформация, в результате которой металл изменяет форму. При уменьшении внешней силы или полном ее снятии атомы под действием межатомных сил возвращаются к местам устойчивого равновесия, а тело восстанавливает форму. Структура металла и его свойства при упругой деформации не изменяются.

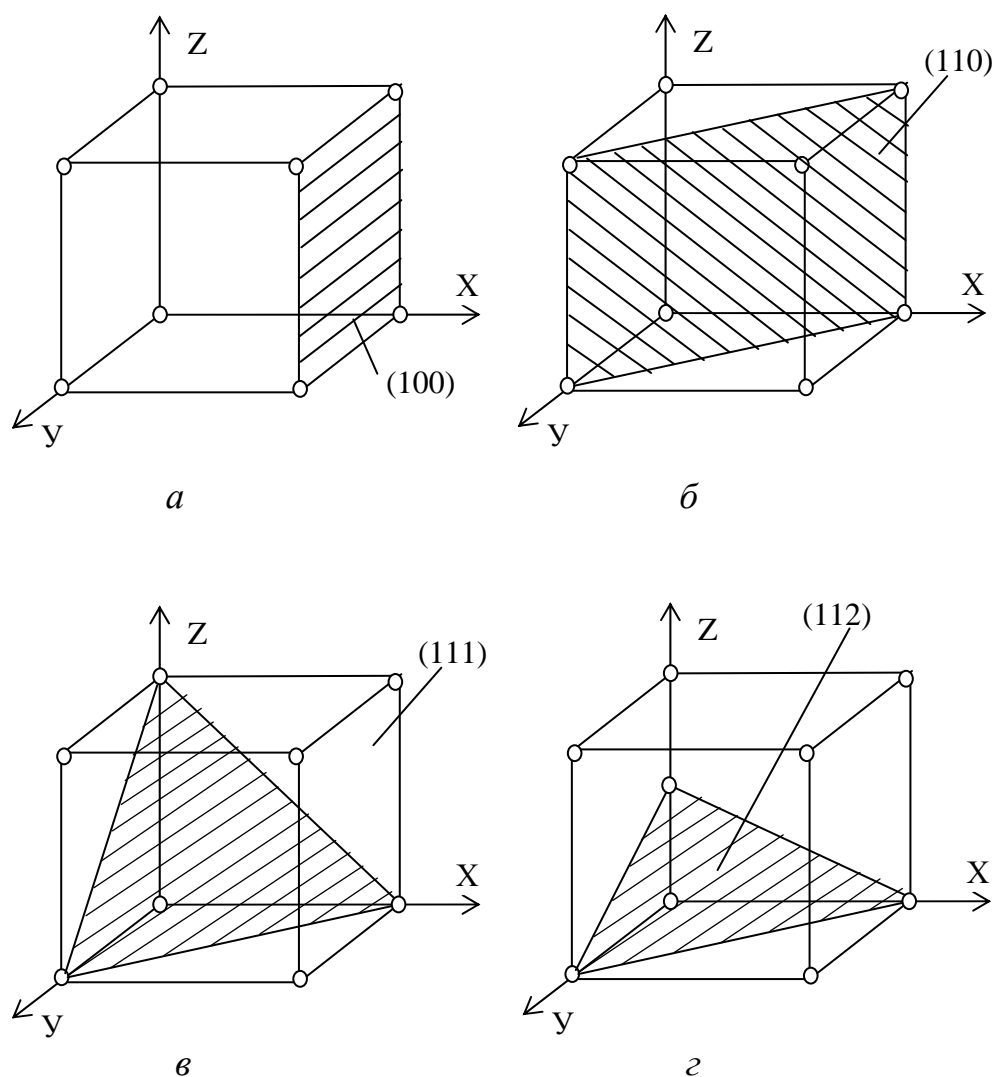


Рис. 1.5. Обозначение плоскостей скольжения в кубической решетке:
a – плоскость (100); *б* – плоскость (110); *в* – плоскость (111);
г – плоскость (112)

1.5. Атомно-кристаллическое строение реальных металлов

В строении реальных металлов целостность кристаллических решеток и их ориентации не сохраняется во всем объеме. Близкое к идеальному строение ме-

талла получено на малых образцах, изготовленных из «усов» стального слитка.

Почти без дефектов получены образцы из монокристаллов, размеры которых весьма малы. В реальных металлах кристаллические решетки имеют различные дефекты (несовершенства), изменяющие величину сил взаимодействия между атомами и, следовательно, свойства металла.

В реальной кристаллической решетке встречаются следующие виды дефектов:

1. Точечные несовершенства, формирующиеся в результате образования вакансий или внедрения инородных атомов (рис. 1.6).

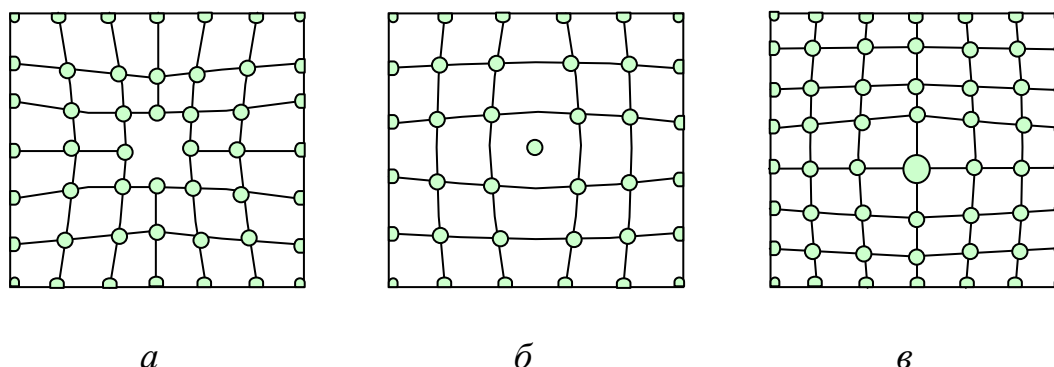


Рис. 1.6. Точечные несовершенства в кристаллической решетке:

a – вакансия (дырка); *б* – дислоцированный атом;

в – атом примеси

Вакансия – уход атома из узла кристаллической решетки (рис. 1.6 *a*). Количество вакансий определяется температурой металла и видом его обработки. При комнатной температуре на 10^{19} атомов создается одна вакансия. В результате перемещений одиночные вакансии, встречаясь, могут образовать парные вакансии, называемые дивакансиями. Концентрация вакансий в определенных зонах способствует образованию пор в металле. Дислоцированный атом, выходя из узла кристаллической решетки, внедряется в междуузлиях. На его месте образуется вакансия. Как правило, количество дислоцированных атомов ограничено из-за больших затрат энергии для их ухода из узла.

2. Линейные несовершенства. Линейные несовершенства образуются в кристаллической решетке из цепочек вакансий, дислоцированных атомов и дислокаций. Линейные дислокации представляют собой плоскости, вклинившиеся в кристаллическую решетку. Такие неполные атомные плоскости, нарушающие правильность расположения атомов в решетке, называются экстраплоскостями (рис. 1.7).

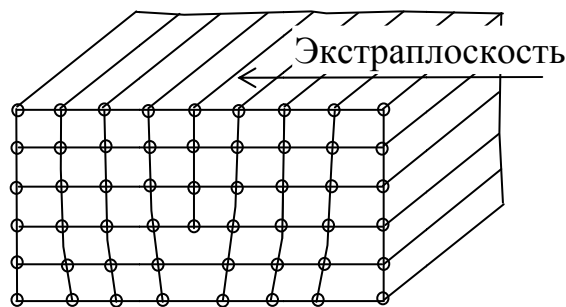


Рис. 1.7. Линейная дислокация, сформированная экстраплоскостью

3. Поверхностные несовершенства. В отличие от линейных несовершенств поверхностные дефекты имеют конечные размеры в 2-х измерениях. Они образуются вследствие нарушения кристаллического строения на поверхностях соприкосновения кристаллов и по границам зерен, где атомы не имеют правильного расположения. Разориентация атомов может происходить и внутри зерен, образуя особые участки, называемые фрагментами. Угол разориентирования между зернами может составлять от нескольких долей градусов, формируя мало- и среднеугловые границы, до десятков градусов с образованием большеугловых границ (рис. 1.8).

Границы зерен определяют многие механические и физические свойства металлов, склонность к коррозии и др.

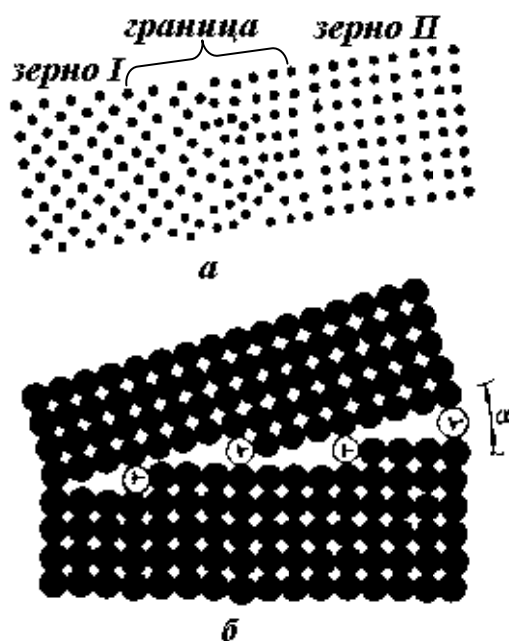


Рис. 1.8. Формирование границ разориентирования зерен металла:
а – большеугловая граница зерна; *б* – малоугловая граница субзерна

ДИСЛОКАЦИИ (НЕСОВЕРШЕНСТВА) ОБРАЗУЮТСЯ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛА, ЕГО ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ. ПЛОТНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ (ρ) – СУММАРНАЯ ДЛИНА ДИСЛОКАЦИЙ (ℓ), ПРИХОДЯЩАЯСЯ НА ЕДИНИЦУ ОБЪЕМА КРИСТАЛЛА U В CM^{-2} ($\rho=\ell/U$).

1.6. Влияние дислокаций на прочность металла

Теоретическая прочность металла определяется величиной сил межатомного взаимодействия или сцепления. Технический предел прочности железа равен 300 МПа, сопротивление отрыву ($S_{от}$) 70 МПа. Теоретическая прочность соответствует идеальной кристаллической решетке и составляет около 16000 МПа. Дислокация и другие дефекты кристаллической решетки понижают прочность. Влияние числа дислокаций на сопротивление отрыву показано на рис. 1.9.

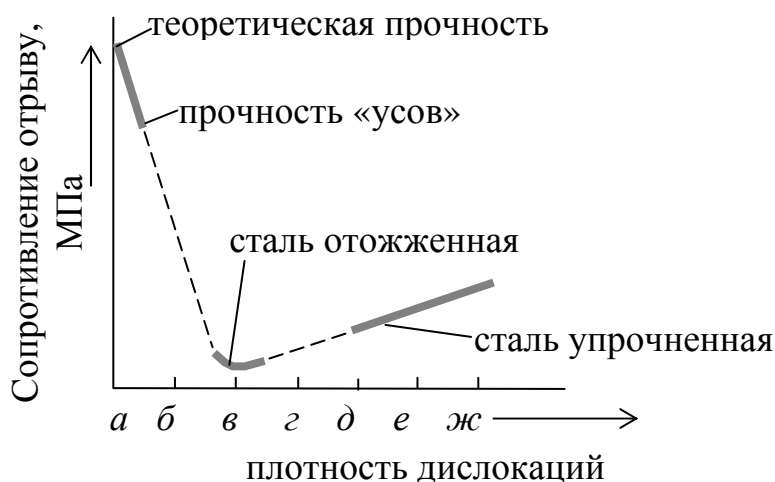


Рис. 1.9. Зависимость сопротивления отрыву от плотности дислокаций:

- а* – дислокаций нет, сопротивление отрыву максимальное;
- б* – сопротивление отрыву, полученное на «усах» слитка, равно 6500 МПа;
- в* – сталь отожженная, *д*, *е*, *ж* – реальные сплавы, упрочненные термообработкой, легированием и др.

Основными причинами повышения прочности на участке «*д - ж*» являются рост числа дислокаций, возникновение напряжений при осуществлении технологических процессов, перекристаллизация и другие явления, затрудняющие свободное перемещение дислокаций.

ПРИ УВЕЛИЧЕНИИ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ ИХ ДВИЖЕНИЕ ЗАТРУДНЯЕТСЯ, СОПРОТИВЛЕНИЕ МЕТАЛЛА ДЕФОРМАЦИИ УВЕЛИЧИВАЕТСЯ, ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛА ПОВЫШАЕТСЯ.

ГЛАВА 2. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И ИХ ОПРЕДЕЛЕНИЕ

Механическими свойствами называют характеристики, определяющие сопротивление металла действию внешних механических сил. К механическим свойствам относят сопротивление металла деформации (прочность) и сопротивление разрушению (пластичность, вязкость).

В результате механических испытаний получают числовые значения механических свойств, т.е. значения напряжений или деформаций, при которых происходят изменения физического и механического состояний материала.

При оценке механических свойств металлических материалов учитывают следующие критерии:

1. Испытание стандартных образцов на растяжение, сжатие, изгиб, твердость при статических условиях и на ударный изгиб образцов с надрезами при динамических нагрузках.
2. Оценка конструктивной прочности металла в коррекции со служебными характеристиками машин в реальных условиях.
3. Оценка конструктивной прочности, определяемая при стендовых и натурных испытаниях.

2.1. Статические испытания на растяжение

Статическими называются испытания, при которых прилагаемая к образцу нагрузка возрастает непрерывно и плавно. Испытание на растяжение позволяет установить несколько механических характеристик металла.

Для испытания на растяжение используются стандартные образцы (ГОСТ 1497-73). Машина для испытаний снабжена прибором, записывающим диаграмму растяжения (рис. 2.1).

Основные механические свойства: прочностные и пластические в испытаниях на растяжение могут быть определены преимущественно для сравнительно пластичных материалов, разрушению которых предшествует отчетливо наблюдаемая пластическая деформация. Существенно, что такими материалами являются наиболее широко применяемые в технике конструкционные стали, цветные металлы и большая часть полимерных материалов.

В испытаниях на растяжение определяют характеристики прочности: временное сопротивление (предел прочности) σ_B , предел текучести σ_T ($\sigma_{0,2}$) и реже предел пропорциональности $\sigma_{пц}$, и характеристики пластичности: относительное удлинение δ и относительное сужение φ .

Для испытаний на растяжение применяют цилиндрические или плоские образцы, форма и размеры которых установлены ГОСТ 1497-73.

Образцы нагружают на машине плавно возрастающей нагрузкой. Сначала удлинение образца возрастает пропорционально прилагаемой нагрузке.

Затем, после достижения определенной величины нагрузки, начинает нарушаться прямолинейная зависимость между нагрузкой и удлинением образца. Условное напряжение, соответствующее т. А и отвечающее началу отклонения от линейной пропорциональной зависимости между напряжением и деформацией, называется пределом пропорциональности $\sigma_{\text{пц}}$ и равно отношению нагрузки $R_{\text{пц}}$ к начальной площади поперечного сечения образца

$$\sigma_{\text{пц}} = R_{\text{пц}}/F_{\text{нач}}, \text{ МПа.} \quad (2.1)$$

Величину $R_{\text{пц}}$, по которой находят предел пропорциональности, можно также определить графически на диаграмме растяжения.

При нагружении до предела пропорциональности отношение между напряжением σ и удлинением образца ε определяется по закону Гука:

$$\sigma = E\varepsilon, \quad (2.2)$$

откуда

$$E = \sigma/\varepsilon. \quad (2.3)$$

Модуль упругости E является постоянной величиной материала и на диаграмме растяжения характеризует крутизну подъема кривой деформации. Чем больше модуль упругости, тем меньшую деформацию получает материал при одинаковом напряжении и тем больше его жесткость.

Физический смысл E сводится к тому, что он характеризует сопротивляемость металла упругой деформации, т.е. смещение атомов из положения равновесия в кристаллической решетке. Модуль нормальной упругости практически не зависит от структуры металла и определяется силами межатомной связи. Все другие механические свойства являются структурно чувствительными и изменяются в зависимости от структуры в широких пределах.

Напряжения, не превышающие предела пропорциональности, практически вызывают только упругие деформации, поэтому нередко его отождествляют с условным пределом упругости.

Предел упругости определяется как напряжение, при котором остаточная деформация достигает 0,05% ($\sigma_{0,05}$).

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

При испытании железа и других металлов с о. ц. к. решеткой при достижении предела текучести σ_T на кривой растяжения образуется площадка. В этом случае σ_T - это напряжение, отвечающее площадке текучести.

Предел текучести $\sigma_{0,2}$ является расчетной характеристикой. Некоторая доля от $\sigma_{0,2}$ определяет допустимую нагрузку, исключая остаточную де-

формацию. Если допустимые напряжения определяются величиной упругой деформации (жесткая конструкция), то в расчетах используется величина модуля упругости E . В этом случае стремиться к получению высокого значения $\sigma_{0,2}$ не следует. Величины $\sigma_{п.ц.}$ и $\sigma_{0,2}$ характеризуют сопротивление малым деформациям.

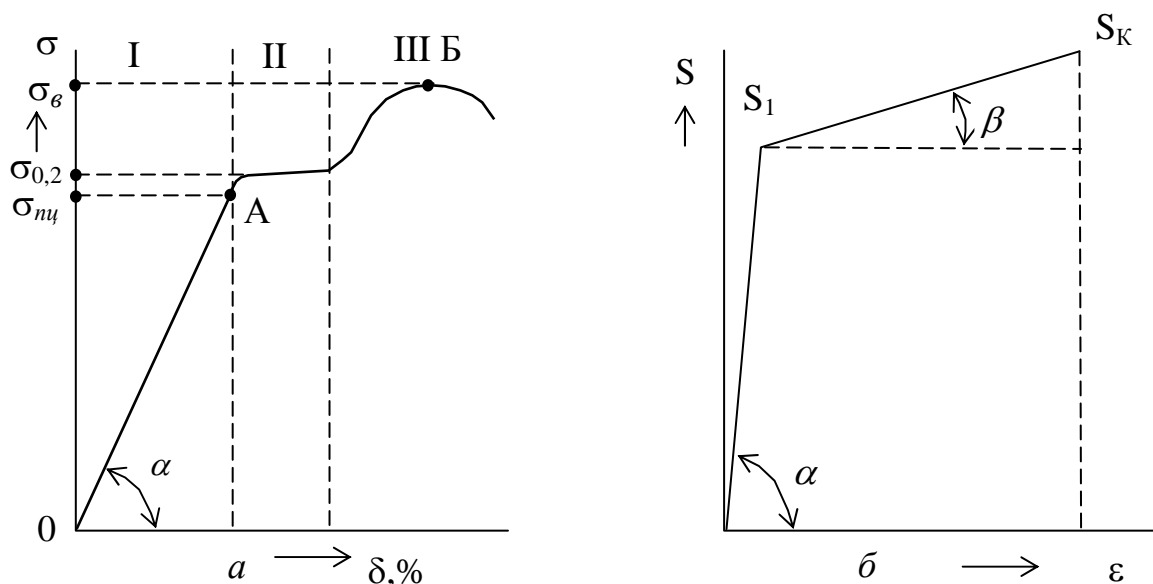


Рис. 2.1. Диаграммы растяжения металлов: a – для условных напряжений; b – для истинных напряжений

Увеличение нагрузки выше предела текучести вызывает пластическую деформацию во всех объемах металла и его упрочнения. Поэтому нагрузка, необходимая для растяжения образца, постепенно возрастает, достигая наибольшего значения в точке B на рис. 2.1 a . Напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке P_b и предшествующее разрушению образца, называется временным сопротивлением (пределом прочности при растяжении) σ_b :

$$\sigma_b = P_b / F_{нач}, \text{ МПа}; \quad (2.4)$$

Для пластических металлов наибольшая нагрузка при растяжении соответствует не разрушению, а переходу пластической деформации от равномерной к сосредоточенной на определенном небольшом (обычно более ослабленном) участке по длине образца. В таком участке происходит местное более значительное уменьшение сечения растягиваемого образца, обнаруживаемое по образованию шейки. Следовательно, предел прочности характеризует сопротивление пластической деформации. Дальнейшее приложение большей нагрузки усиливает развитие пластической деформации, что значительно уменьшает сечение (развитие шейки). Вследствие этого уменьшается абсолютная нагрузка, необходимая для разрушения образца.

При определении пределов пропорциональности, упругости, текучести и прочности соответствующая им нагрузка P относилась к начальной площади

поперечного сечения образца, т.е. площади образца до испытания. Практически при растяжении образца в области упругой деформации или близко от нее, т.е. при определении пределов пропорциональности и упругости, можно пренебречь весьма небольшим изменением площади сечения образца. Однако в области пластической деформации изменение сечения образца становится значительным. Поэтому для определения пределов прочности и текучести можно относить соответствующую нагрузку не к исходной площади образца, а к его действительной площади, которую он имеет в момент приложения соответствующей нагрузки.

Напряжения, определенные по отношению приложенной нагрузки к начальной площади образца, называют условными напряжениями, а определенные по отношению к действительной площади – истинными.

На рис. 2.1 б приведена схематическая кривая истинных напряжений. Предел текучести в этом случае обозначается S_s , а предел прочности, или точнее истинное сопротивление разрушению, S_k .

Измерения длины и сечения образцов после их разрушения позволяют определить пластичность испытанного материала. К ней относятся:

- относительное удлинение δ - отношение (в процентах) приращения расчетной длины образца, остающегося после разрыва, к его начальной расчетной длине:

$$\delta = \frac{\ell_{\text{кон}} - \ell_{\text{нач}}}{\ell_{\text{нач}}} 100\% . \quad (2.5)$$

- абсолютное удлинение $\ell_{\text{кон}} - \ell_{\text{нач}}$, полученное при растяжении, складывается из равномерного удлинения всего образца $\Delta\ell_1$ и сосредоточенного (местного) удлинения образца в шейке $\Delta\ell_2$.

Равномерное удлинение $\Delta\ell_1$ зависит от свойств металла и пропорционально длине образца ℓ , а сосредоточенное удлинение $\Delta\ell_2$ также зависит от свойств металла, но не зависит или мало зависит от начальной длины образца ℓ .

Таким образом, общее удлинение образца зависит от расчетной длины и свойств металла образца и меняется при изменении его размеров. Для получения сравнимых результатов ГОСТом установлены размеры образцов для испытаний на растяжение.

Кроме того, относительное удлинение зависит от места разрыва образца. Чем дальше от середины находится место разрыва, тем меньше удлинение образца. Таким образом, относительное удлинение является условной характеристикой свойств металла и позволяет лишь качественно судить, какой металл и в каком состоянии лучше воспринимает пластическую деформацию.

Относительное сужение площади поперечного сечения образца φ - отношение наибольшего уменьшения площади поперечного сечения образца к начальной площади его поперечного сечения $F_{\text{нач}}$:

$$\phi = \frac{F_{\text{кон}} - F_{\text{нач}}}{F_{\text{нач}}} 100\% . \quad (2.6)$$

Площадь поперечного сечения круглого образца в месте разрыва можно определить достаточно точно, так как сечение образца после разрушения сохраняет форму круга. Более сложно рассчитать поперечное сужение на плоских образцах.

Пластичность определяет также способность материала к перераспределению, а следовательно, к снижению локальных пиковых напряжений, возникающих в местах расположения дефектов строения, различных концентраторов напряжений. Поэтому при повышенной пластичности меньше опасность хрупких внезапных разрушений, и в этом случае для изделий можно назначить более высокую нагрузку.

Для характеристики свойств материалов существенно то, что абсолютные значения пластичности (δ , ϕ) изменяются непропорционально изменению прочностных свойств. Относительное удлинение и сужение, как правило, тем ниже, чем больше прочность ($\sigma_{\text{в}}$, $\sigma_{0,2}$). Наоборот, пластичность металлов возрастает в случае снижения прочности.

По этим причинам часто приходится ограничивать предел прочности, который может быть достигнут термической обработкой. Для конструкционных сталей $\sigma_{\text{в}}$, как правило, не больше 110 – 150 кгс/мм².

2.2. Динамические испытания на ударную вязкость

Динамические испытания на ударный изгиб выявляют склонность металла к хрупкому разрушению. Метод основан на разрушении образца с концентратором посередине одним ударом маятникового копра (рис. 2.2). По шкале маятникового копра определяют полную работу A , затраченную при ударе (работа удара) $A = PH (\cos\beta - \cos\alpha)$, где α и β - углы подъема маятника до и после разрушения.

Под ударной вязкостью понимают работу удара, отнесенную к начальной площади поперечного сечения образца в месте концентратора S_0 , м². Ударная вязкость является интегральной характеристикой, содержащей работу зарождения трещины и работу распространения вязкой трещины.

Склонность к хрупкому разрушению в первую очередь определяется работой распространения трещины. Согласно ГОСТу 9454-78 «Методы испытания на ударный изгиб» ударная вязкость обозначается буквами КСУ, КС V и КСТ. Буквы КС означают символ ударной вязкости, буквы U, V и T – вид надреза (концентратора).

Ударную вязкость определяют на копрах (рис. 2.2). Разрушение выполняют маятником, свободно качающимся в опорах и имеющим нож определенной формы и размеров.

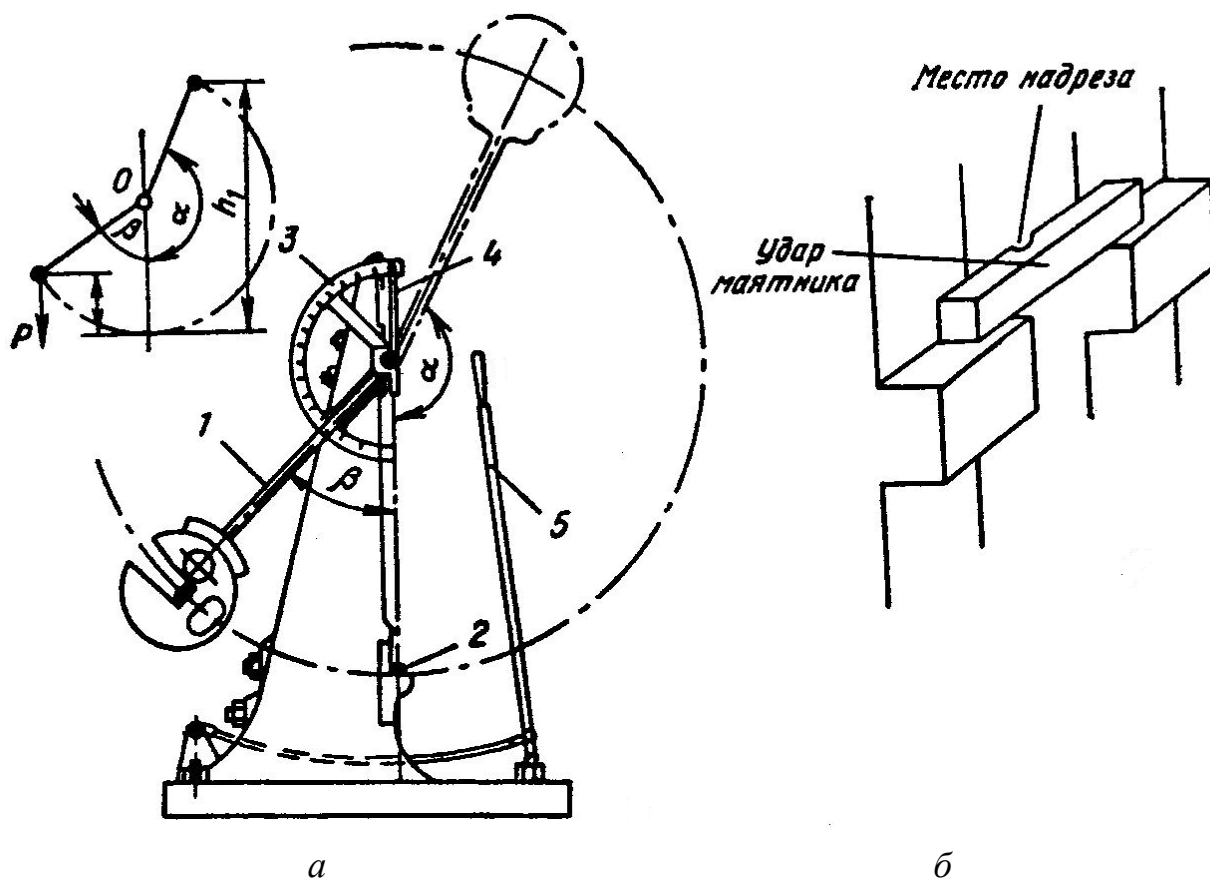


Рис. 2.2. Схема маятникового копра (а); положение образца при испытании (б): 1 – маятник; 2 – образец; 3 – шкала; 4 – стрела; 5 – тормоз

Ударная вязкость определяется отношением работы разрушения A к площади поперечного сечения образца в месте надреза по формуле

$$KCU = \frac{A}{F}. \quad (2.7)$$

2.3. Твердость металлов и ее определение

Твердостью металлов называется свойство материала оказывать сопротивление пластической деформации при внедрении индентора в поверхностные слои металла. Измерение твердости вследствие быстроты и простоты осуществления, а также возможность без разрушения изделия судить о его механических свойствах, получило широкое применение для контроля качества металла.

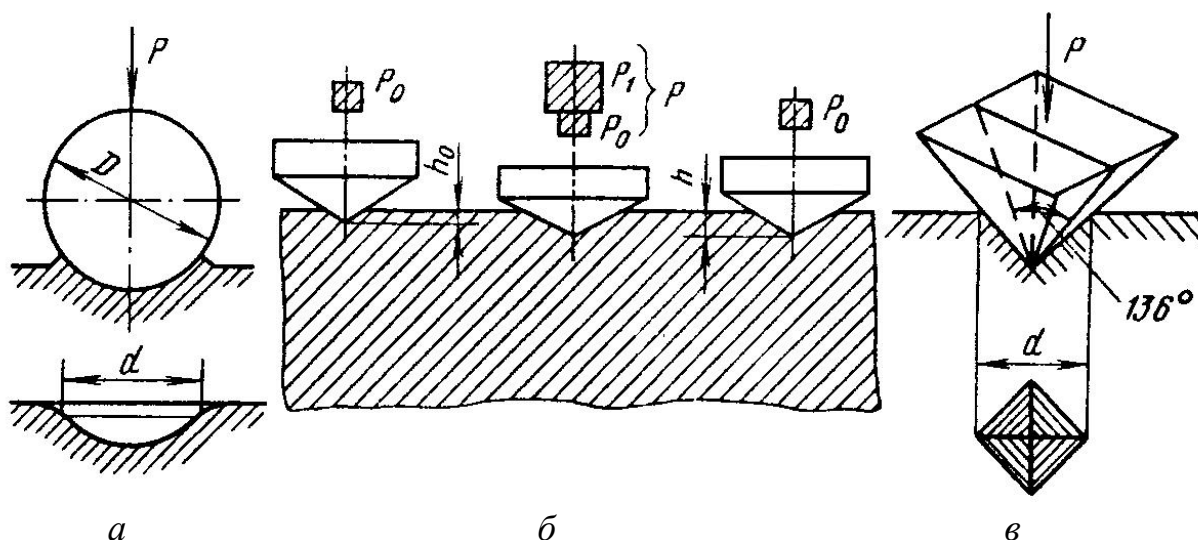


Рис. 2.3. Схемы определения твердости:
a – по Бринеллю; *б* – по Роквеллу; *в* – по Виккерсу

Определение твердости является широко применяемым в лабораториях и заводских условиях способом испытаний для характеристики механических свойств металлов. Это объясняется преимуществами измерений твердости по сравнению с другими способами определения механических свойств.

Твердость металлов измеряют при помощи воздействия на поверхность металла наконечника, изготовленного из малодеформирующегося материала (твердая закаленная сталь, алмаз, сапфир или твердый сплав) и имеющего форму шарика, конуса, пирамиды.

Существует несколько способов измерения твердости, различающихся по характеру воздействия наконечника. Твердость измеряется вдавливанием наконечника. Твердость, определяемая вдавливанием, характеризует сопротивление пластической деформации.

Наибольшее применение получило измерение твердости вдавливанием. В результате вдавливания с достаточно большой нагрузкой поверхностные слои металла, находящиеся под наконечником и вблизи него, пластически деформируются. После снятия нагрузки остается отпечаток.

Определение твердости по Бринеллю. Основано на том, что в плоскую поверхность металла под постоянной нагрузкой P вдавливается твердой стальной шарик (рис. 2.3*a*). После снятия нагрузки в испытуемом металле образуется отпечаток.

Если поверхность отпечатка выразить через диаметр шарика D и диаметр отпечатка d (м), то твердость по Бринеллю определяется по формуле

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} 10^{-6}, \text{ МПа}, \quad (2.8)$$

где D – диаметр шарика, d – диаметр отпечатка.

Для определения твердости измеряют диаметр лунки d (в мм) и находят по нему число твердости по Бринеллю по специальной таблице.

Для перевода числа твердости в систему СИ пользуются коэффициентом $K=9,81 \cdot 10^6$, на который умножают табличное значение твердости: $HV_{СИ} = HV \cdot K$
 $Па = HV \cdot K \cdot 10^{-6}$ МПа (мегапаскалей).

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

Конус и шарик вдавливают двумя последовательными нагрузками предварительной $P_0 = 100$ Н и общей $P = P_0 + P_1$, (где P_1 – основная нагрузка). Основная нагрузка составляет 1400 Н для алмазного конуса при испытании очень твердых и более тонких материалов (шкала А).

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

при измерении по шкалам А и С значение $HR = 100 - e$;

при измерении по шкале В, значение $HR = 130 - e$.

Величину e определяют по формуле $e = (h - h_0)/0,002$, где h – глубина внедрения наконечника в испытуемый материал, h_0 – глубина внедрения наконечника в испытуемый материал по действием нагрузки P_0 .

Твердость по Роквеллу обозначается HRC при нагрузке 1500 Н. Значение твердости сразу считывается по шкале прибора. Метод Роквелла широко применяется в технике. Число твердости по Роквеллу не имеет той размерности, которая определяется при измерении твердости по методу Бринелля.

ГЛАВА 3. ОСНОВЫ ТЕОРИИ СПЛАВОВ

Чистые металлы, как правило, применяются в машиностроении весьма ограничено. Их, главным образом, используют в электрорадиоэлектронной аппаратуре в качестве проводников, контактов и других деталей. Основные конструкционные материалы являются металлическими сплавами.

Металлический сплав – это материал, полученный сплавлением или спеканием двух или нескольких компонентов, из которых хотя бы один являлся металлом. Сплавы обладают более ценным и направленным комплексом свойств по сравнению с чистыми металлами, из которых они получены.

Компонентами называются составляющие сплав химические элементы, образующие систему. Сплав может состоять из двух и более компонентов.

Фаза – однородная составная часть системы, ограниченная поверхностью раздела и обладающая определенными физико-химическими свойствами. При

переходе через поверхность раздела химический состав, и структура, агрегатное состояние и свойства изменяются скачкообразно.

Система – это совокупность фаз, находящихся в соприкосновении, изолированная от окружающего пространства.

ОСНОВНЫЕ КЛЮЧЕВЫЕ ПОНЯТИЯ В ТЕОРИИ СПЛАВОВ: КОМПОНЕНТ, ФАЗА И СИСТЕМА, ТВЕРДЫЙ РАСТВОР, ХИМИЧЕСКОЕ СОЕДИНЕНИЕ, СТРУКТУРА, ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ.

Большинство металлов в жидком состоянии неограниченно растворимы друг в друге и образуют жидкий раствор с равномерным распределением атомов одного металла среди атомов другого. При охлаждении и затвердевании расплавов возможно образование различных видов строения сплавов в твердом состоянии: механические смеси, твердые растворы и химические соединения.

3.1. Строение сплавов и их виды

3.1.1. Механическая смесь, образованная кристаллами каждого компонента, резко отличных по свойствами

В сплавах этого типа силы взаимодействия между однородными атомами превышают силы притяжения между разнородными.

Структура сплавов, образующих механическую смесь, показана на рис. 3.1.

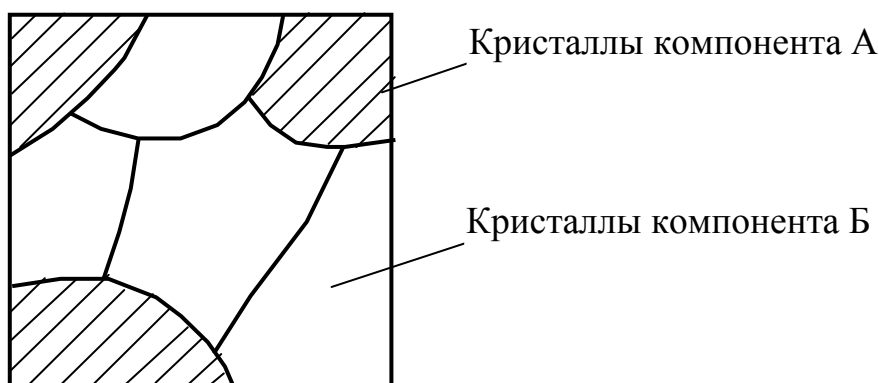


Рис. 3.1. Строение 2-х компонентного сплава, образующего механическую смесь

Сплавы этого типа в твердом состоянии образуют две фазы.

3.1.2. Твердый раствор, образованный путем растворения одного компонента в другом

При этом атомы каждого компонента образуют общую кристаллическую

решетку, создавая механическую смесь на атомном уровне.

В зависимости от характера растворения одного компонента в другом и растворения атомов растворенного компонента в кристаллической решетке растворителя могут образоваться:

- а) твердые растворы замещения;
- б) твердые растворы вычитания;
- г) твердые растворы внедрения.

Твердым раствором замещения называется такое строение, при котором в кристаллической решетке компонента – растворителя атомы в отдельных узлах замещены атомами растворенного компонента. Твердые растворы замещения могут быть ограниченными и неограниченными. Неограниченные твердые растворы, в которых степень замещения может быть весьма большой, образуются при соблюдении следующих условий:

- оба компонента должны иметь одинаковую кристаллическую решетку;
- образующие сплав компоненты должны иметь атомные радиусы, не превышающие друг друга по величине более, чем на 8 – 15 %;
- близость химических свойств (близкое расположение элементов в таблице Д.И. Менделеева: Cu – Ni, Ti – V и др.).

Если указанные условия не реализуются, то получаются ограниченные твердые растворы.

При малом содержании растворенного компонента кристаллическая решетка растворителя остается устойчивой, как показано на рис. 3.2.

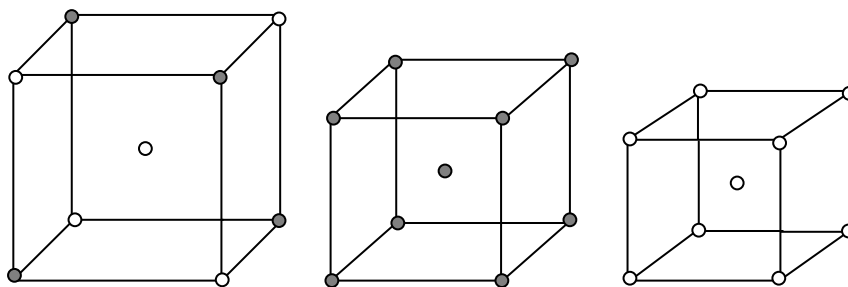


Рис. 3.2. Схема образования твердого раствора замещения на уровне кристаллической решетки:

- а – кристаллическая решетка компонента-растворителя;
- б – кристаллическая решетка растворенного компонента;
- в – кристаллическая решетка образовавшегося твердого раствора замещения

Твердым раствором вычитания называется строение, образующееся на основе химического соединения при добавлении к нему одного из элементов, входящих в формулу этого соединения. При этом атомы одного компонента располагаются в узлах кристаллической решетки, а места, где должны распола-

гаться атомы растворяемого компонента, остаются незаполненными, как показано на рис. 3.3.

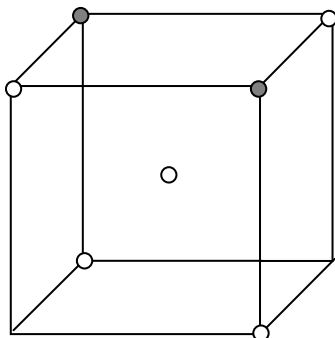


Рис. 3.3. Схема образования твердого раствора вычитания:

- – атомы химического соединения (растворителя);
- – атомы растворенного элемента.

Твердые растворы вычитания образуются при сплавлении карбида титана с титаном и др.

Твердым раствором внедрения называется такое строение, когда в кристаллическую решетку компонента-растворителя внедряются атомы растворенного компонента, занимая места между его атомами (рис. 3.4).

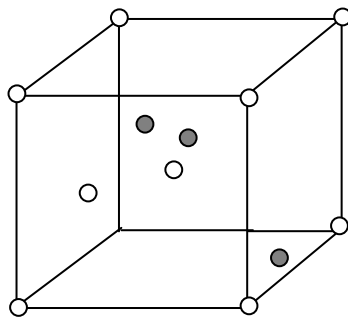


Рис. 3.4. Схема образования твердого раствора внедрения:

- – атомы компонента-растворителя;
- – атомы растворенного вещества.

Растворенный компонент, как правило, имеет малый атомный радиус. Атомы этого компонента располагаются в межузлиях, там, где размеры межатомных промежутков оказываются наибольшими.

Твердые растворы внедрения всегда являются ограниченными, так как внедряясь в кристаллическую решетку растворителя, они деформируют ее, вызывая напряжения. Концентрация растворенного компонента не превышает 2%.

В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРОЯВЛЕНИЯ РАЗЛИЧНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ КОМПОНЕНТОВ СПЛАВА ПРИ ЕГО ЗАТВЕРДЕВАНИИ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ОБРАЗУЮТСЯ: МЕХАНИЧЕСКАЯ СМЕСЬ, СОСТОЯЩАЯ ИЗ ЗЕРЕН ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ, ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ ВНЕДРЕНИЯ, ЗАМЕЩЕНИЯ И ВЫЧИТАНИЯ, ХИМИЧЕСКИЕ СОЕДИНЕНИЯ.

3.2. Диаграммы состояния сплавов

Диаграммой состояния называется графическое изображение состояния сплава, отражающее структуру и строение сплава, количество и химический состав фаз при данной температуре в условиях равновесия или изменение состава при изменении температуры. Диаграммы состояния имеют большое значение при изучении сплавов, так как дают возможность установить фазы и структуру при данной температуре, определить возможность и режимы термической обработки и др.

Изменения, происходящие в системе под действием внешних и внутренних условий, подчиняются закону Гиббса. Этот закон для условий равновесия определяет зависимость между числом степеней свободы C , числом компонентов k и количеством фаз f в системе, находящихся в равновесии.

Правило фаз для условий равновесия записывается выражением

$$C = k - f + P, \quad (3.1)$$

где C – число степеней свободы системы;

f – количество фаз в системе;

k – число компонентов;

P – количество внешних факторов, от изменения которых зависит состояние системы (температура и давление).

Учитывая, что превращения в металлических сплавах осуществляются при атмосферном давлении, можно записать

$$C = k - f + 1. \quad (3.2)$$

СТЕПЕНЬЮ СВОБОДЫ НАЗЫВАЮТСЯ НЕЗАВИСИМЫЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ, КОТОРЫМ МОЖНО ПРИДАТЬ ПРОИЗВОЛЬНЫЕ ЗНАЧЕНИЯ В НЕКОТОРОМ ИНТЕРВАЛЕ ТАК, ЧТОБЫ НЕ ИЗМЕНЯЛИСЬ ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ.

3.2.1. Диаграмма состояния сплавов, нерастворимых в твердом состоянии

При построении диаграмм состояния применяется термический анализ сплавов заданной системы с различным соотношением компонентов по массе, приведенным в табл. 3.1.

Соотношение компонентов в сплаве «свинец – сурьма»

Химический состав	№№ тиглей				
	1	2	3	4	5
Свинец, %	100	95	87	80	0
Сурьма, %	0	5	13	20	100

По установленным соотношениям готовят сплавы, расплавляют в тиглях и, охлаждая с заданной скоростью, строят кинетические кривые охлаждения в координатах «температура – время», приведенные на рис. 3.5 а, б.

На термических кривых охлаждения при температурах фазовых превращений образуются перегибы и температурные остановки, указывающие на изменение состояния сплава. Температуры, соответствующие перегибам и остановкам, при которых проходят фазовые превращения, называются критическими.

ABC – значения верхних критических точек (линия ликвидуса).

DBE – линия нижних критических точек (линия солидуса), показывающая температуру окончания кристаллизации при охлаждении и начала плавления при нагреве.

ЛИКВИДУС (ЛАТ. «ЖИДКИЙ») ОЗНАЧАЕТ НАЧАЛО КРИСТАЛЛИЗАЦИИ, А ТАКЖЕ ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ЖИДКОЙ ФАЗЫ; СОЛИДУС (ЛАТ. «ТВЕРДЫЙ») – ОКОНЧАНИЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ТВЕРДОЙ ФАЗЫ

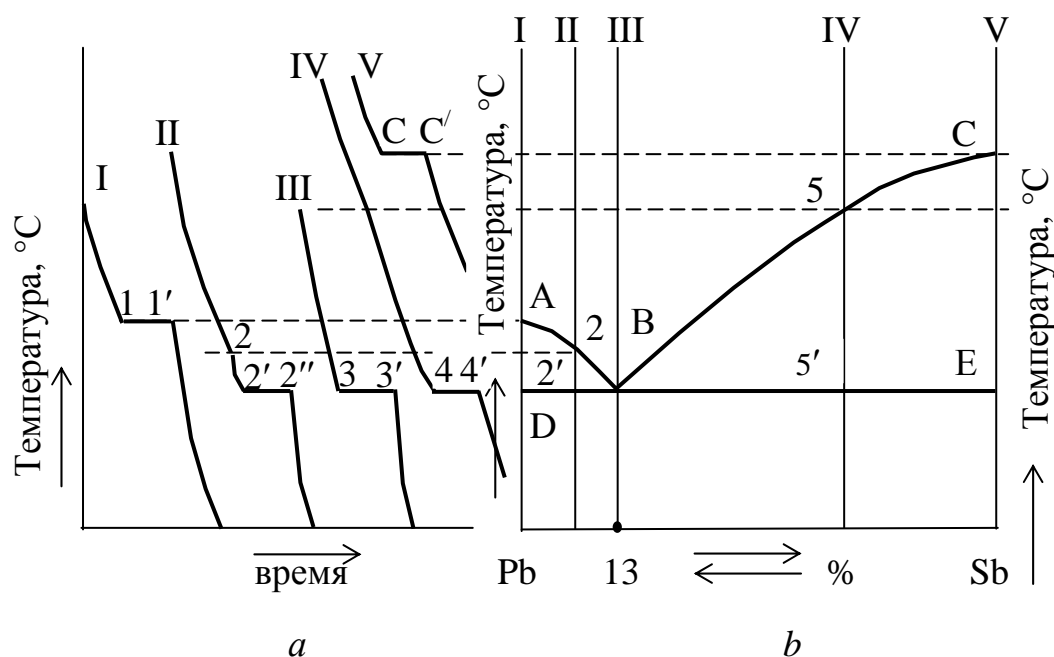


Рис. 3.5. Кинетические кривые охлаждения (а) и диаграмма состояния системы «свинец – олово» (б)

Рассмотрим кристаллизацию сплавов в тиглях I – IV:

1. Тигель I : кристаллизация начинается в точке I и заканчивается в точке I' (рис. 3.5 а). Формируются кристаллы свинца при постоянной температуре. Согласно правилу фаз $C=k-f+1$ получим: $C=1-2+1=0$, т.е. кристаллизация идет при $T=const$.

2. Тигель V: по аналогии с тиглем I, только образуются кристаллы сурьмы.

3. Тигель III: кристаллизация начинается в точке 3 и заканчивается в точке 3' при постоянной температуре. Одновременно кристаллизуются свинец и сурьма, образуя механическую смесь кристаллов, называемую эвтектикой, а сплав – эвтектическим. Число степеней свободы равно: $C=2-3+1=0$.

4. Тигель II: кристаллизация начинается в точке 2 и заканчивается в точке 2''. От точки 2 до точки 2' образуются кристаллы свинца, а от точки 2' до точки 2'' - механическая смесь кристаллов свинца и сурьмы – эвтектика.

5. Тигель IV: по аналогии с тиглем II, только первым выделяются кристаллы сурьмы (между т. 5 и т.5').

На основе анализа кристаллизации сплавов можно сделать следующие выводы:

- при постоянной температуре кристаллизуются только чистые компоненты и эвтектика;

- кристаллизация начинается с того компонента, которого больше, чем в сплаве эвтектического состава.

Структуры сплавов I – V показаны на рис. 3.6 а, б, в, г, д.

Характерной особенностью сплавов II и IV является кристаллизация в интервале температур (участки 2 - 2' и 4 - 4'). На этих участках согласно правилу фаз можно в некоторых пределах менять температуру, что не повлечет изменения числа фаз или состояния сплава: $C=2-2+1=1$.

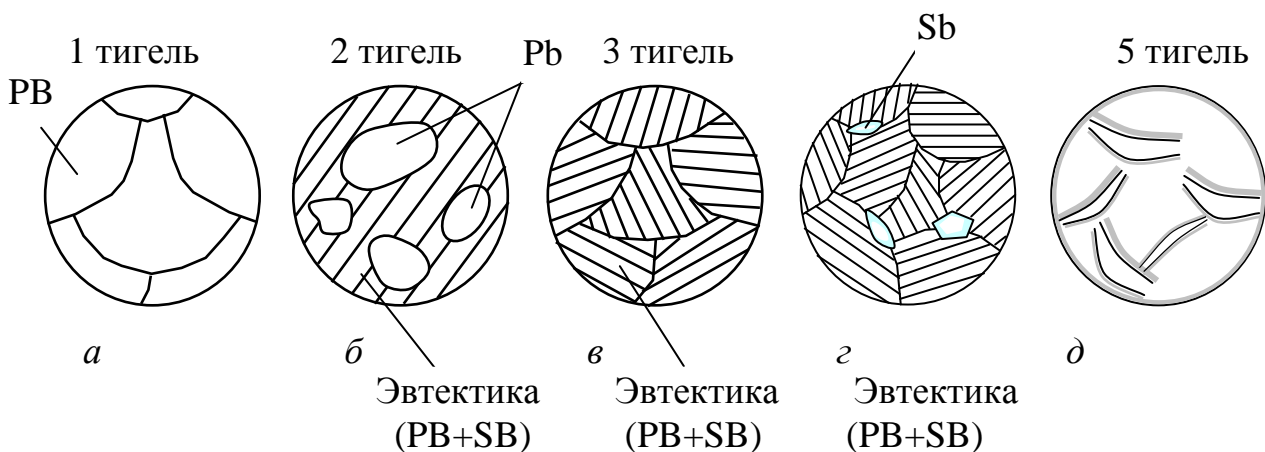


Рис. 3.6. Структура сплавов системы свинец – сурьма: а – сплав I – кристаллы свинца; б – сплав II – кристаллы свинца + эвтектика, состоящая из кристаллов свинца и сурьмы; в – сплав III – кристаллы эвтектики, свинец и сурьма; г – сплав IV – кристаллы сурьмы +эвтектика; д – сплав V – кристаллы сурьмы

Построим вновь на рис. 3.7 диаграмму состояния сплавов «свинец – сурьма» и приведем состав фаз и структуру сплавов во всех областях.

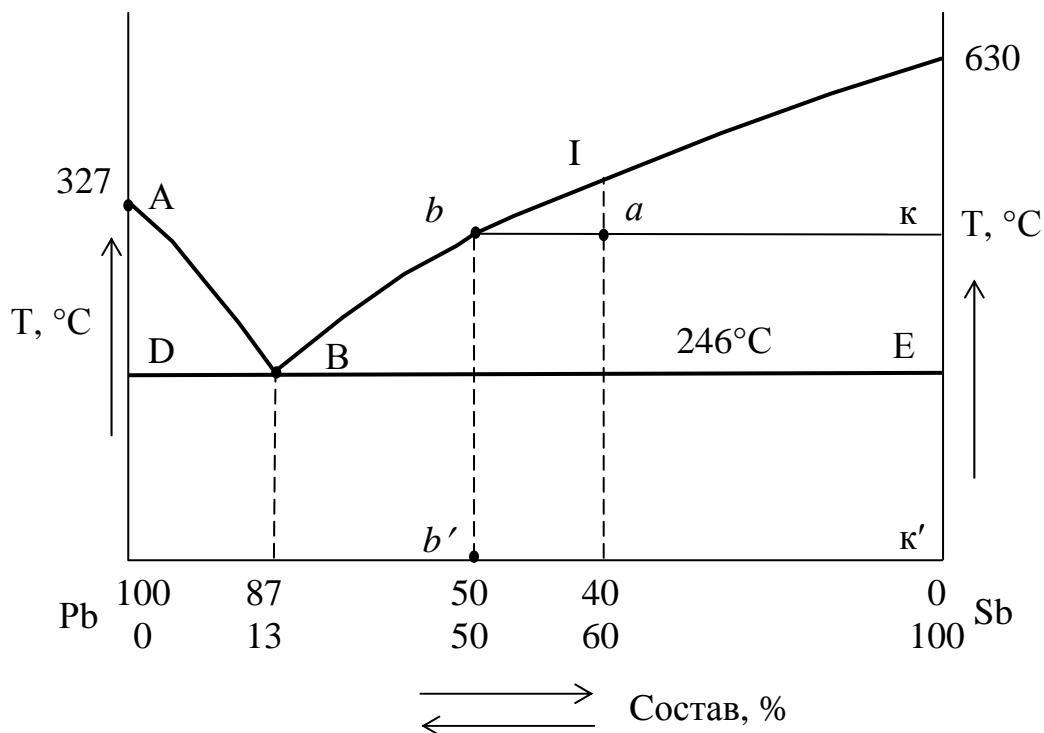


Рис. 3.7. Диаграмма состояния сплава «свинец – сурьма»

Сплав, имеющий состав т.В ($S_{\text{в}}=13\%$), называют эвтектическим. В его структуру входит механическая смесь кристаллов свинца и сурьмы. Этот сплав имеет минимальную температуру плавления.

Сплавы, лежащие левее т.В и содержащие более 87 % свинца, называются доэвтектическими. Структура сплавов этого типа показана на рис. 3.6 г.

МЕХАНИЧЕСКАЯ СМЕСЬ ДВУХ РАЗНОРОДНЫХ КРИСТАЛЛОВ, ОДНОВРЕМЕННО КРИСТАЛЛИЗУЮЩИХСЯ ИЗ ЖИДКОСТИ, НАЗЫВАЕТСЯ ЭВТЕКТИКОЙ.

3.2.1.1. Определение химического состава фаз

Диаграмма состояния дает возможность определить химический состав фаз сплава при любой температуре. Возьмем для примера сплав I, показанный на рис. 3.7, и определим его состав в 2-х фазной области, соответствующей температуре т. а. Для этого проведем линию через т. а, параллельную горизонтальной оси абсцисс. Точки b и K пересечения этой линии, называемой конодой, с линиями диаграммы состояния, ограничивающими 2- фазную область, спроек-

тированные на ось абсцисс (ось концентраций) - b' и K' , покажут соответственно химический состав жидкой (50% Pb и 50% Sb) и твердой фаз (100% Sb и 0% Pb).

Все сплавы без исключения при эвтектической температуре (246°C) имеют одинаковый химический состав жидкой фазы, соответствующий проекции т. B на ось концентраций. Жидкая фаза этого состава при затвердевании превращается в эвтектику.

3.2.1.2. Определение массы фаз

Согласно правилу отрезков масса фаз в 2-х фазных областях при любой температуре обратно пропорциональна длине отрезков коноды.

$$M_{ж.ф.} = \frac{аК}{вК} \cdot M_{общ.}, \quad (3.3)$$

$$M_{т.ф.} = \frac{аВ}{вК} \cdot M_{общ.}, \quad (3.4)$$

где $M_{ж.ф.}$ - масса жидкой фазы;

$M_{т.ф.}$ - масса твердой фазы;

$M_{общ.}$ - общая масса сплава;

$аК$, $аВ$ - длина отрезков коноды;

$вК$ - длина коноды;

Массу жидкой фазы характеризует отрезок коноды, удаленный от линии ликвидуса BC ($аК$), а массу твердой фазы – отрезок $аВ$, близкий к линии ликвидуса BC .

3.2.2. Диаграмма состояния сплавов из 2-х компонентов с неограниченной растворимостью в жидком и твердом состояниях

Неограниченная растворимость компонентов в твердом состоянии характерна для металлов, имеющих близкую по форме и параметрам кристаллическую решетку: хром – αFe – $a=3,5 \text{ \AA}$;

медь – никель – $a=3,5 \text{ \AA}$

Кинетика затвердевания чистых металлов и сплавов системы показана на кривых на рис. 3.8 *а*, *с*, по данным которых построена диаграмма состояния (рис. 3.8 *б*).

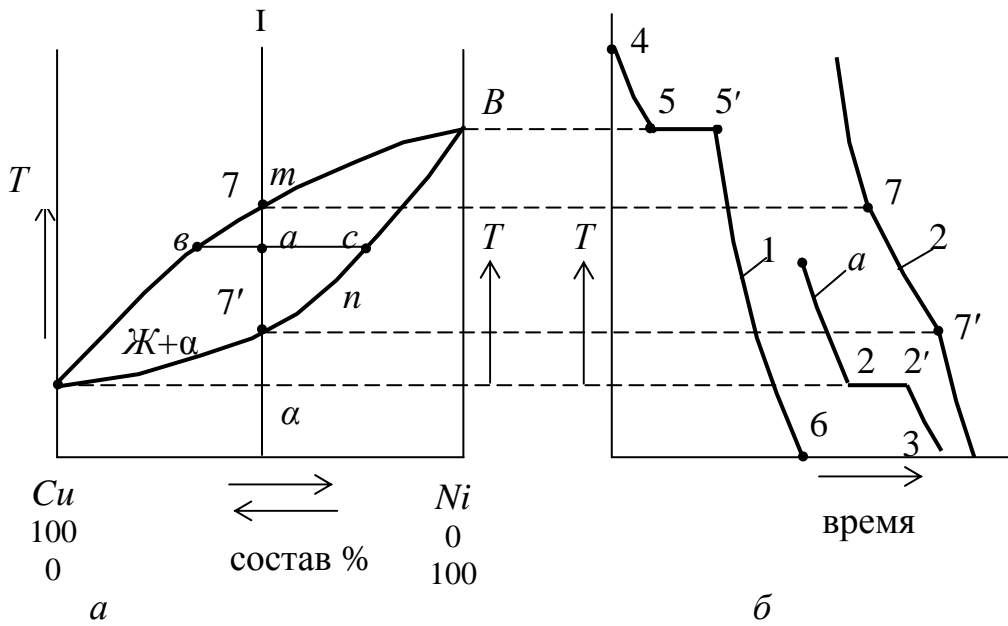


Рис. 3.8. Кинетика затвердевания и диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии:
a – кривая охлаждения меди; *б* – диаграмма состояния двухкомпонентного сплава с неограниченной растворимостью; *с* – кривая охлаждения никеля (1) и кривая охлаждения сплава медь-никель (2)

AmB – линия ликвидуса;

AnB – линия солидуса.

Выше *AmB* – однородный жидкий раствор. Между *AmB* и *AnB* – двухфазная область, состоящая из жидкой фазы и α -твердого раствора. Ниже *AnB* – α -твердый раствор.

Масса жидкой фазы определяется по соотношению:

$$M_{ж.ф.} = \frac{ac}{bc} \cdot M_{общ.} \quad (3.5)$$

Масса твердой фазы определяется по соотношению:

$$M_{т.ф.} = \frac{av}{bc} \cdot M_{общ.} \quad (3.6)$$

КРИСТАЛЛИЗУЮЩИЙ α -ТВЕРДЫЙ РАСТВОР НИЖЕ ЛИНИИ *AnB* ОБРАЗУЕТСЯ ПРИ РАСТВОРЕНИИ КОМПОНЕНТА *B* В КОМПОНЕНТЕ *A*.

3.2.3. Диаграмма состояния сплавов из 2-х компонентов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с эвтектикой)

Диаграмма характеризует состояние двух компонентов, которые в жидком состоянии неограниченно растворяются друг в друге, а в твердом состоянии образуют ограниченные твердые растворы с эвтектикой.

Главной особенностью диаграмм состояния сплавов этого типа является кристаллизация компонентов не в чистом виде, а в виде твердого раствора. В кристаллах одного компонента наблюдается некоторое количество кристаллов второго компонента. Такие кристаллы называются твердым раствором компонента B в компоненте A или α - твердым раствором.

Твердый раствор компонента A в компоненте B называется β - твердым раствором.

Растворителем является тот компонент, которого в твердом растворе содержится больше.

Диаграмма состояния сплавов из двух компонентов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии представлена на рис. 3.9.

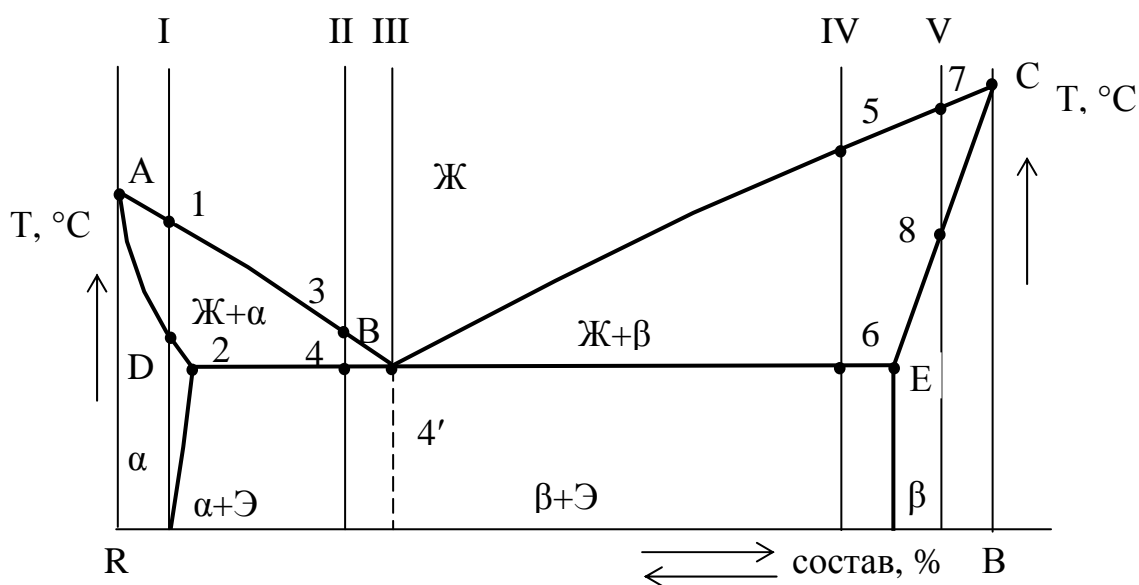


Рис. 3.9. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с эвтектикой)

В этой диаграмме все структуры, в том числе и эвтектика, состоят из кристаллов твердых растворов.

Линия ABC – ликвидус; линия $ADBEC$ – солидус; DBE – линия кристаллизации эвтектики.

Рассмотрим кристаллизацию сплавов I, II, III, IV и V:

- сплав I: выше t_1 – жидкое состояние. При охлаждении в t_1 начинается кристаллизация, в результате которой выделяются кристаллы α -твердого раствора. В t_2 кристаллизация заканчивается. Химический состав кристаллов будет меняться по линии AD , а жидкой фазы – по линии AB . В конце кристаллизации химический состав кристаллов будет соответствовать проекции t_2 на ось концентраций, а химический состав последней капли жидкости – проекции t_4' на ту же ось.

- сплав II: кристаллизация начинается с t_3 с образованием α -твердого раствора. В t_4 жидкая фаза превращается в эвтектику, являющуюся механической смесью кристаллов α - и β -твердых растворов. При температуре t_4 жидкая

фаза имеет химический состав, отвечающий т. *B*, α -твердый раствор – т. *D*,
-твердый раствор – т.Е. При комнатной температуре структура сплава будет со-
стоять из α -твердого раствора и из эвтектики ($\alpha + \beta$).

- сплав III: кристаллизация начинается и заканчивается в т. *B*, в которой из
жидкой фазы состава т. *B* образуется эвтектика ($\alpha + \beta$).

- сплав IV: кристаллизация идет подобно сплаву II, но первичными будут
кристаллы β - твердого раствора. С понижением температуры химический со-
став β - твердого раствора изменяется по линии *CE*, а жидкой фазы – по линии
BC. На линии *DBE* наступает эвтектическое превращение по реакции:



Согласно правилу фаз в т. *B* число степеней свободы равняется нулю.
 $C=2-3+1=0$

При комнатной температуре структура сплава будет состоять из β –твердого
раствора и из эвтектики ($\alpha + \beta$).

**КРИСТАЛЛИЗУЮЩИЙ β -ТВЕРДЫЙ РАСТВОР НИЖЕ ЛИНИИ *BEC*
ОБРАЗУЕТСЯ ПРИ РАСТВОРЕНИИ КОМПОНЕНТА *A* В КОМПОНЕНТЕ *B*.**

- сплав V: кристаллизация происходит аналогично сплаву I. Образуются
ниже т. 7 кристаллы β -твердого раствора. Кристаллизация заканчивается в т. 8.

Структуры сплавов I, II, III, IV, V представлены на рис. 3.10 *а, б, в, г, д*.

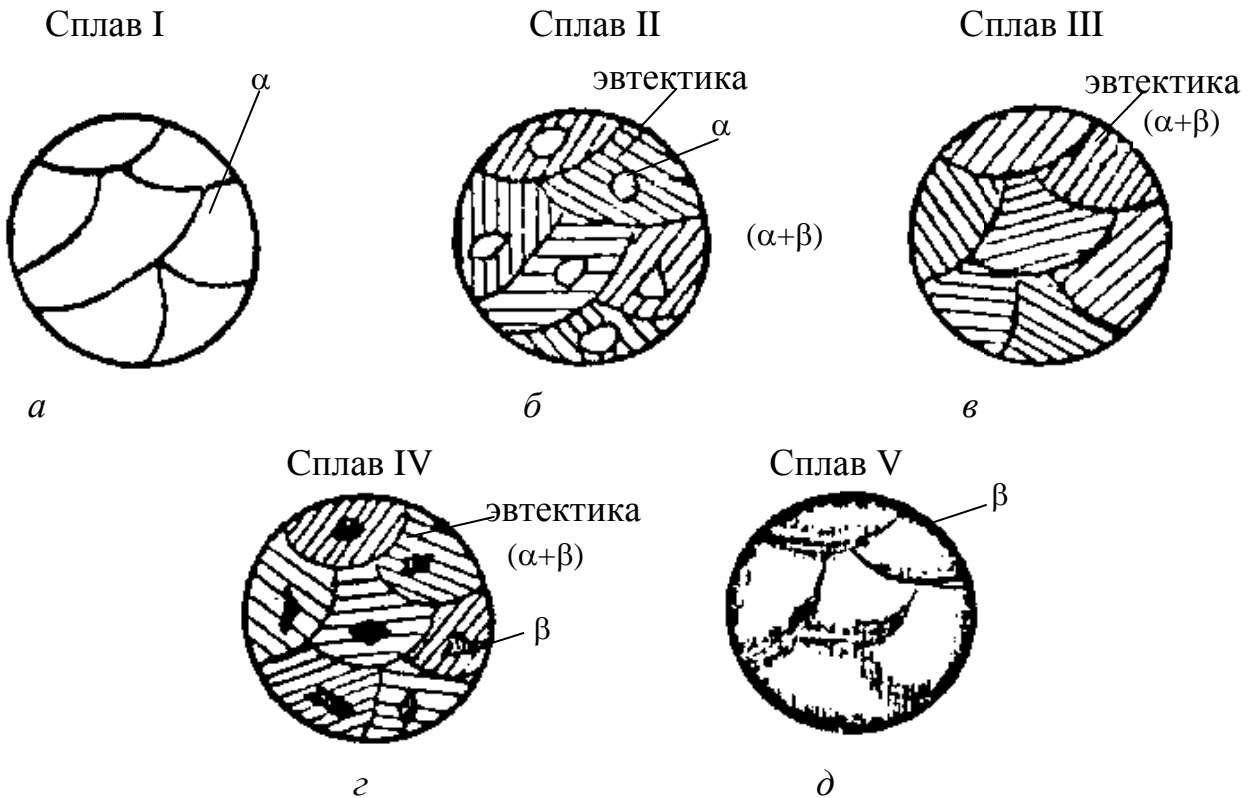


Рис. 3.10. Структуры сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с эвтектикой)

3.2.4. Диаграмма состояния сплавов из 2-х компонентов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с перитектикой)

Диаграмма определяет состояние сплавов из 2-х компонентов, ограниченно растворимых друг в друге в твердом состоянии и имеющих перитектическое превращение.

Особенностью сплавов этого типа является протекание перитектической реакции между жидкой и твердой фазами с образованием новой твердой фазы. Диаграмма состояния сплавов из двух компонентов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с перитектическим превращением) показана на рис. 3.11.

Линия ABC – ликвидус. Линия $ADEC$ – солидус. Линия DEB – линия перитектического превращения.

Кристаллизация сплавов I, II, III, IV и V.

В I и V сплавах процесс кристаллизации заключается в образовании соответственно α -твердого раствора (в сплаве I) и β -твердого раствора (в сплаве V).

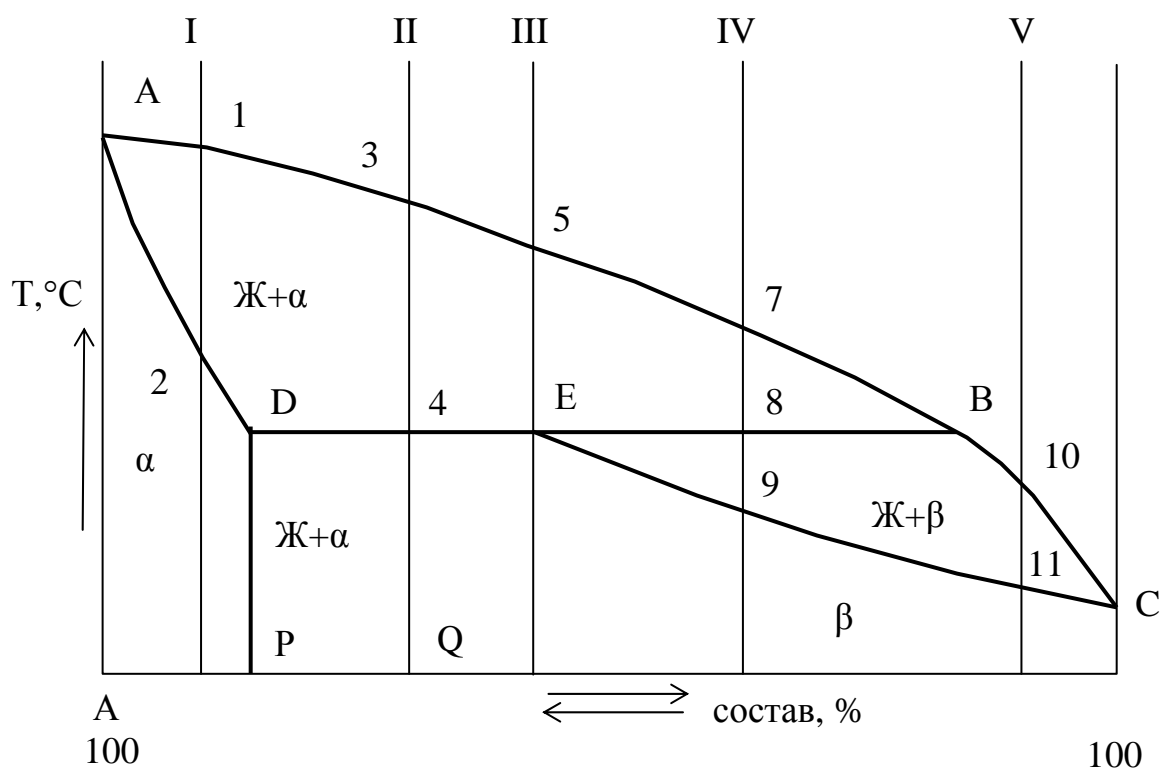


Рис. 3.11. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (с образованием перитектики)

Для сплава III в интервале от т. B до т. E образуются кристаллы α -твердого раствора. В т. E начинается и заканчивается перитектическое пре-

вращение, заключающееся в протекании реакции взаимодействия α -твердого раствора состава т. D с жидкой фазой состава т. B с образованием новой твердой фазы - β -твердой фазы состава т. E .



При этом согласно правилу фаз

$$C=2-3+1=0. \quad (3.9)$$

Следовательно, перитектическая реакция идет при постоянной температуре.

В сплаве II от т. 3 до т. 4 образуются кристаллы α - твердого раствора. В т. 4 происходит перитектическое превращение, заканчивающееся исчезновением жидкой фазы и образованием β -твердого раствора.



При этом, если α – фаза полностью не израсходована, то структура состоит из β - твердого раствора и избыточного количества α – фазы.

В сплаве IV т.т. 7 и 8 выделяются кристаллы α –твердого раствора. Его количество является незначительным и расходуется полностью на перитектическое превращение:



При этом образуются кристаллы β -твердого раствора, рост которых будет продолжаться от т. 8 до т. 9.

ПЕРИТЕКТИКОЙ НАЗЫВАЕТСЯ ТВЕРДАЯ ФАЗА, ОБРАЗУЮЩАЯСЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ РАНЕЕ ВЫДЕЛИВШЕЙСЯ ТВЕРДОЙ ФАЗЫ С ЖИДКОСТЬЮ.

3.2.5. Диаграмма состояния сплавов из 2-х компонентов с образованием химического соединения

При образовании сплавов из двух компонентов, существенно отличающихся строением кристаллической решетки, и соответственно, свойствами, могут образоваться химические соединения типа A_mB_n , если указанные соединения являются устойчивыми, т.е. не диссоциируют при нагреве до температуры плавления, образуя механические смеси.

Диаграмма состояния приведена на рис. 3.12.

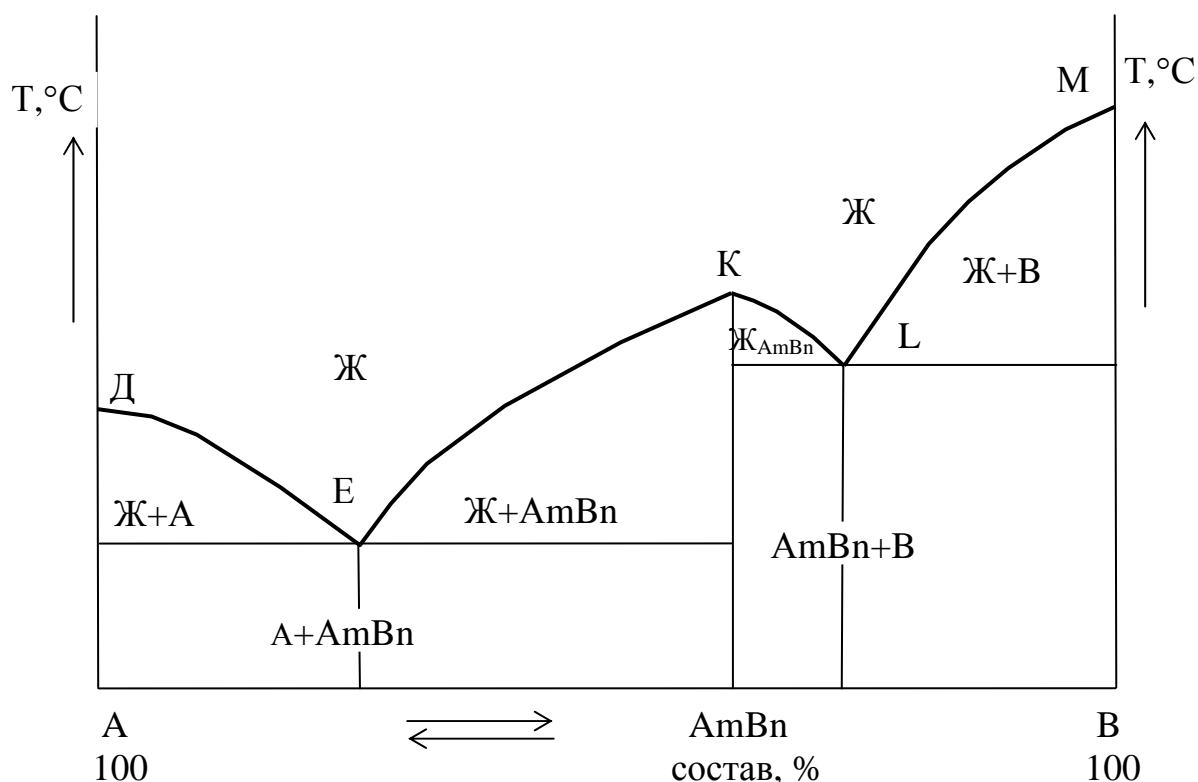


Рис. 3.12. Диаграмма состояния сплавов из двух компонентов с образованием химического соединения

Диаграмма состоит из 2-х частей:

- 1) компонент А – химическое соединение A_mB_n ;
- 2) химическое соединение A_mB_n – компонент В.

ХИМИЧЕСКОЕ СОЕДИНЕНИЕ МЕТАЛЛА С УГЛЕРОДОМ, АЗОТОМ ОБРАЗУЮТ ТВЕРДЫЕ КАРБИДЫ И НИТРИДЫ, ЯВЛЯЮЩИЕСЯ САМОСТОЯТЕЛЬНЫМИ СТРУКТУРНЫМИ СОСТАВЛЯЮЩИМИ.

3.2.6. Диаграмма состояния сплавов из 2-х компонентов, имеющих вторичную кристаллизацию

Наряду с первичной кристаллизацией, происходящей в процессе перехода сплава из жидкого состояния в твердое, в некоторых сплавах наблюдается вторичная кристаллизация при изменении температуры, обусловленная изменением растворимости компонентов, наличием полиморфных превращений. Эти процессы обеспечивают возможность проведения термической обработки сплавов.

Диаграмма состояния сплавов, испытывающих превращения в твердом состоянии, показана на рис. 3.13.

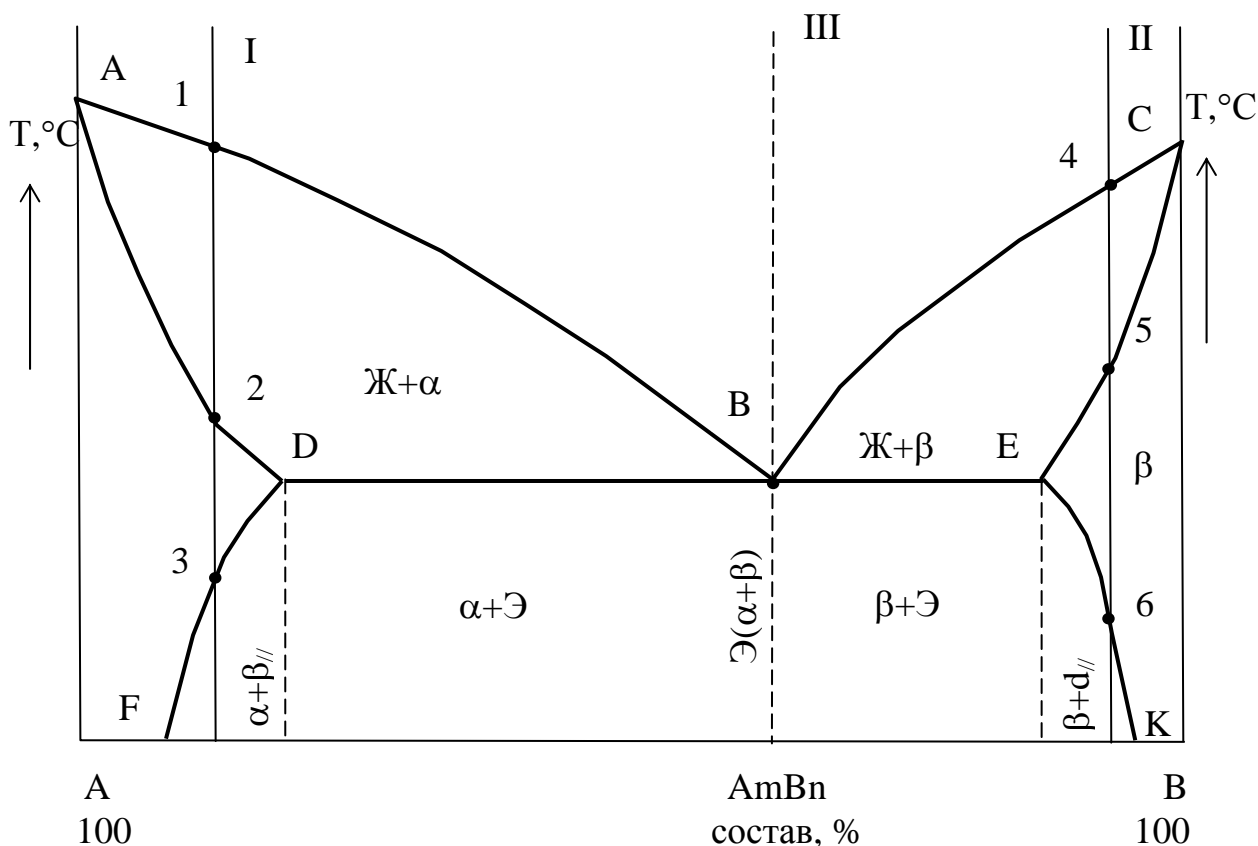


Рис. 3.13. Диаграмма состояния сплавов с превращениями в твердом состоянии

В сплаве I между т. 1 и т. 2 выделяются кристаллы α – твердого раствора. При дальнейшем охлаждении исчезает первичная твердая фаза (от т. 2 до т. 3). Ниже т. 3 из α – твердого раствора вследствие уменьшения растворимости атомов компонента B в кристаллической решетке компонента A выделяется вторичная фаза β_{11} , линии DF является линией переменной растворимости. Аналогично происходит кристаллизация сплава II. Первичными кристаллами в этом сплаве являются β – фаза, а по линии BK выделяется избыточная (вторичная) α – фаза. При кристаллизации сплава III на линии DBE происходит эвтектоидное превращение.

ЭВТЕКТОИДОМ НАЗЫВАЕТСЯ МЕЛКОДИСПЕРСНАЯ МЕХАНИЧЕСКАЯ СМЕСЬ ИЗ 2-Х ФАЗ, ОБРАЗУЮЩАЯСЯ ИЗ ИСХОДНОЙ ТВЕРДОЙ ФАЗЫ.

3.2.7. Влияние типа диаграммы состояния на свойства сплавов (закон Н.С. Курнакова)

Физические и механические свойства сплавов формируются и изменяются в зависимости от их химического состава, структуры и определяются типом диаграммы состояния. Входящие в состав сплава компоненты определяют его

структуру. Зависимость между типом диаграммы состояния и свойствами сплава установлена и изучена Н.С. Курнаковым для различного характера взаимодействия компонентов сплава. Примеры диаграмм «Состав сплава – свойства» показаны на рис. 3.14.

Для диаграмм состояния сплавов, образующих механические смеси (рис. 3.14 а), свойства изменяются по закону прямой линии в зависимости от концентрации компонентов. Для диаграмм состояния сплавов, образующих непрерывные твердые растворы (рис. 3.14 б), добавка компонента В в чистый металл А вначале существенно повышает твердость и снижает электропроводность. Диаграммы «состав – свойства» служат основой для создания новых сплавов с заданным уровнем свойств.

ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ПОВЫШАЮТСЯ, УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ СНИЖАЕТСЯ, ПРОИСХОДИТ УХУДШЕНИЕ ЛИТЕЙНЫХ СВОЙСТВ, УВЕЛИЧИВАЕТСЯ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ.

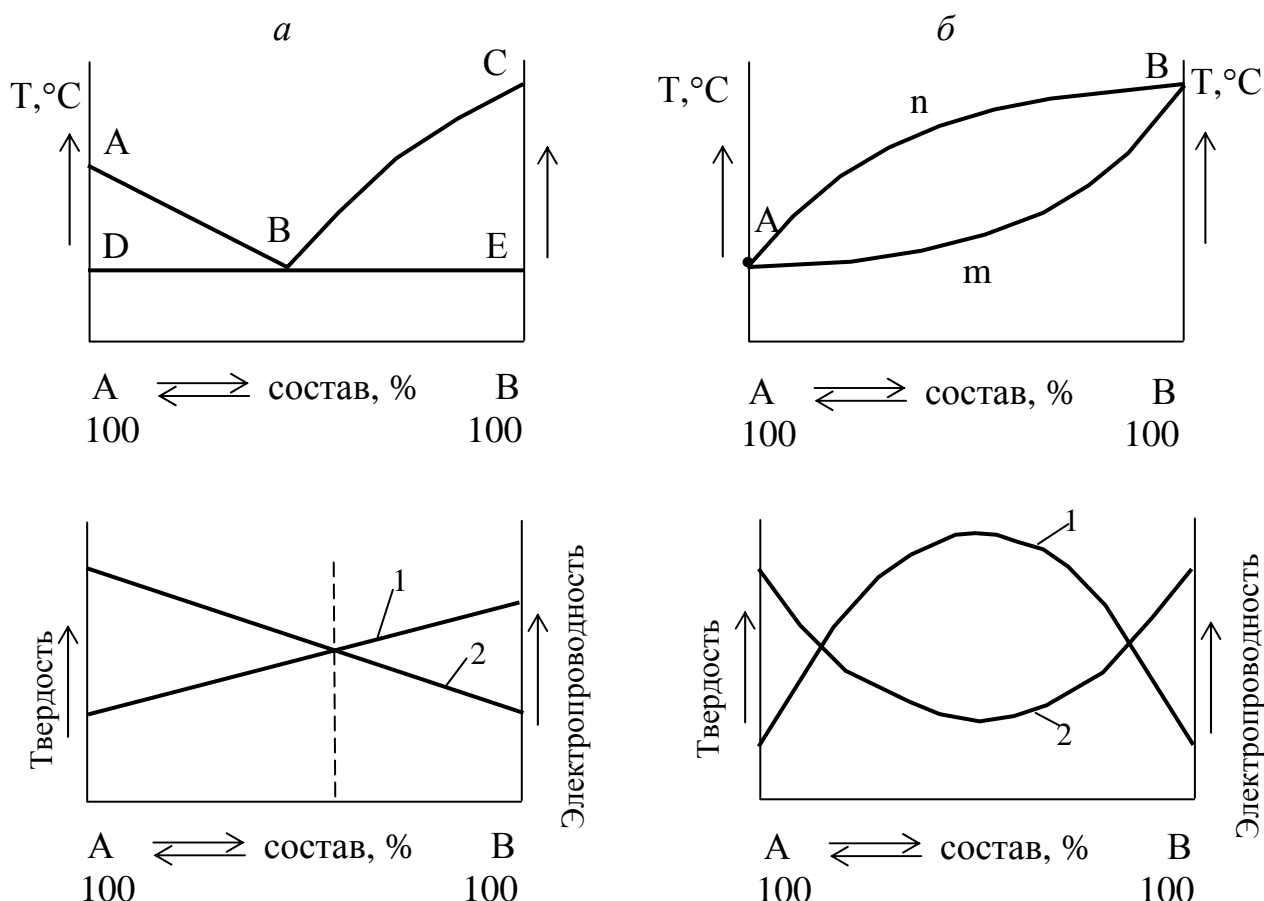


Рис. 3.14. Диаграмма «состав сплава – его свойства»:
 а – при образовании механических смесей;
 б – твердых растворов;
 1 – изменение твердости;
 2 – изменение электропроводности

ГЛАВА 4. ЖЕЛЕЗО И ЕГО СПЛАВЫ

Сплавы на основе железа широко используются в технике. Железо, являющееся элементом VIII группы периодической системы элементов Д.И. Менделеева, имеет атомный номер 26, атомную массу 55,85, атомный радиус 1,27 Å. Свойства железа определяются во многом степенью его чистоты.

Технически чистое железо - это металл серебристо-белого цвета, содержащий менее 0,01% примесей и в том числе менее 0,001% углерода. Железо имеет физические свойства, оцениваемые показателями:

- температура плавления	... 1539°C ± 3°C;
- плотность	... 7,874 ± 0,001 г/см ³ ;
- скрытая теплота плавления	... 273 КДж/кг;
- теплоемкость	... 0,641 Дж/град;
- удельное электросопротивление при 20°C	... 9,71·10 ⁻⁵ ом.м;
- коэффициент линейного расширения при 20°C	... 11,7 ± 0,2·10 ⁻⁶ ;
- предел прочности при растяжении	... 18 – 21 кгс/мм ² ;
- относительное удлинения	... 40 %;
- условный предел текучести (0,2 %)	... 4,2 – 5,6 кгс/мм ² ;
- твердость по Бринеллю	... 49 ± 3 кгс/мм ² ;
- сужение площади поперечного сечения	... 90%.

4.1. Полиморфные модификации железа

При нагреве и охлаждении железо испытывает аллотропические превращения. Оно имеет две полиморфные модификации α и γ.

Доведем железо до плавления, затем будем его охлаждать. При этом получим диаграмму, представленную на рис. 4.1.

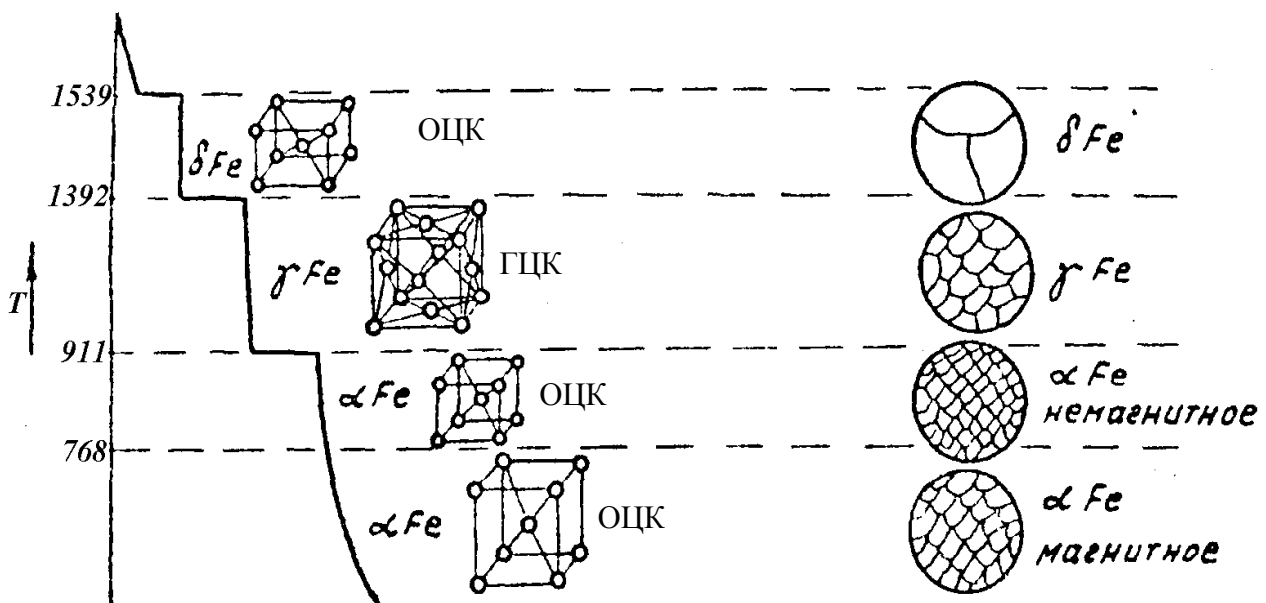
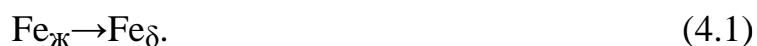


Рис. 4.1. Полиморфные превращения в железе при нагреве и охлаждении

При температуре 1539°C идет процесс кристаллизации железа с образованием кристаллов δ –железа:



При достижении температуры 1392°C (A_4) происходит полиморфное превращение:



Кристаллическая решетка γ –железа представляет собой гранецентрированный куб с периодом 3,64 нм при 911°C.

При температуре 911°C (A_{c3} или A_3) происходит полиморфное превращение:



Ниже температуры 768°C у железа появляются магнитные свойства, которые усиливаются с понижением температуры. Это явление носит название ферромагнетизм.

Полиморфные превращения представляют собой перекристаллизацию железа, в результате которой в зернах старой фазы зарождаются и растут новые кристаллы с другим строением кристаллической решетки (рис. 4.2).

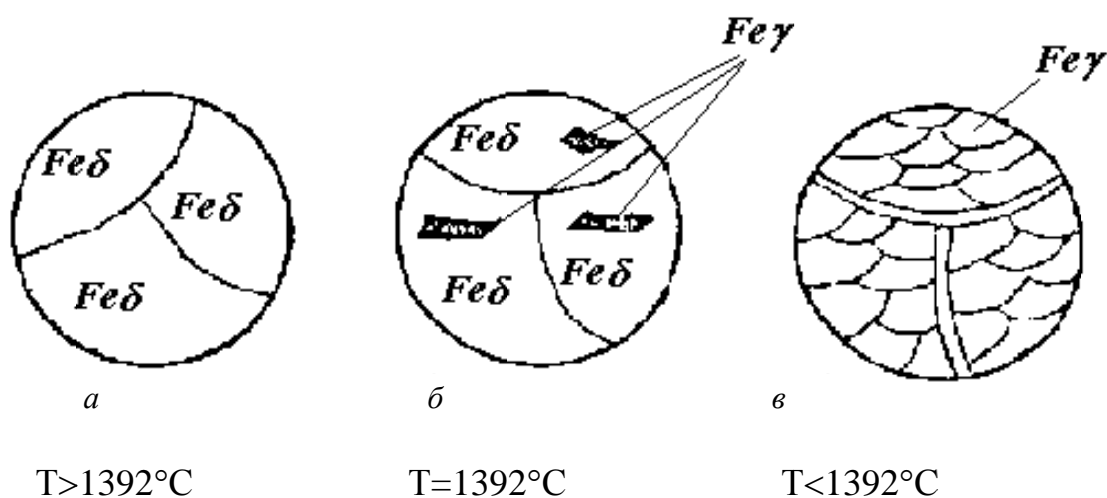


Рис. 4.2. Схема рекристаллизации железа при температуре 1392°C

Полиморфные превращения происходят в соответствии с изменением величины свободной энергии образующейся фазы, как показано на рис. 4.3.

В интервале температур $911^{\circ}\text{C} < T < 1392^{\circ}\text{C}$ меньшей свободной энергией обладает γ -железо (Fe_{γ}), поэтому в этой области температур существует Fe_{γ} .

В связи с различием кристаллических решеток Fe_{α} и Fe_{γ} имеют различные свойства.

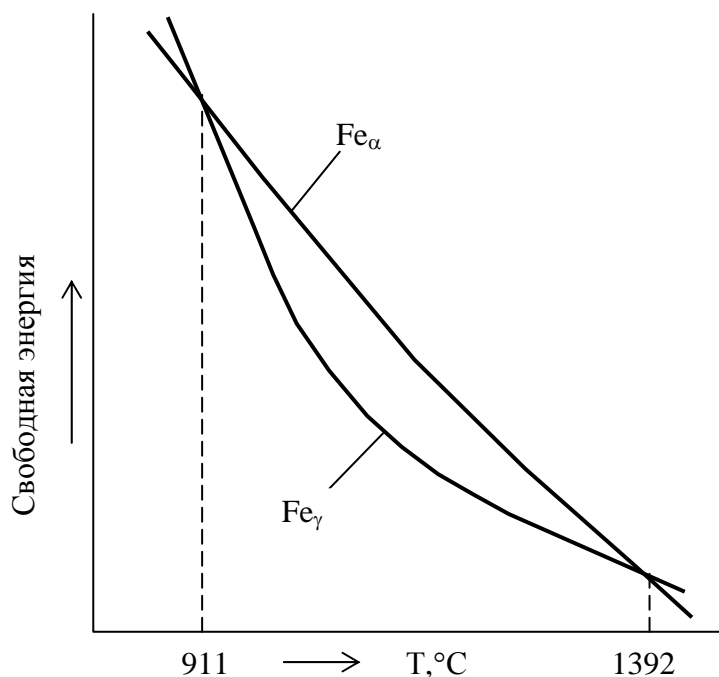
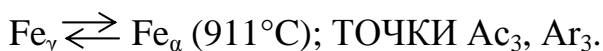
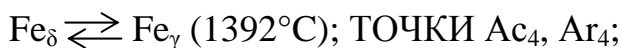
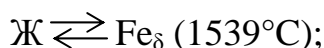


Рис. 4.3. Свободная энергия фаз в железоуглеродистых сплавах

ПРИ НАГРЕВЕ И ОХЛАЖДЕНИИ ЖЕЛЕЗА ПРОИСХОДЯТ ПОЛИМОФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ПРЕДСТАВЛЯЮЩИЕ СОБОЙ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ ФАЗ С ДРУГИМ СТРОЕНИЕМ И ПАРАМЕТРАМИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ:



4.2. Основные компоненты и фазовые составляющие в сплавах на основе железа

Железо является составляющим элементом VIII группы IV периода системы элементов таблицы Д.И. Менделеева. Основные физико-химические характеристики железа приведены в начале главы 4. Углерод относится к неметаллическим элементам II периода IV группы периодической системы, имеет атомный номер 6, плотность 2,5 г/см³, атомную массу 12,01, температура плавления 3500°C, атомный радиус 0,077 нм. Углерод растворяется в железе в жидком и твердом состояниях. Он может находиться в форме химического соединения Fe₃C – цементита и в виде графита.

В системе Fe – C могут формироваться следующие фазы: жидкий раствор углерода в железе, твердые растворы – феррит и аустенит, цементит и графит.

Феррит – твердый раствор углерода в α -железе. В низкотемпературном феррите предельная растворимость углерода до 0,02 %.

Аустенит – твердый раствор углерода в γ -железе. Предельная растворимость углерода 2,14 %.

Цементит – химическое соединение железа с углеродом Fe_3C с содержанием углерода 6,67%.

4.3. Диаграмма фазового равновесия в системе железо-углерод

Углерод, взаимодействуя с железом, образует несколько химических соединений, основным из которых является карбид железа Fe_3C . Как правило, диаграмму фазового равновесия железо-углерод рассматривают только до содержания 6,67% С, соответствующее образуемому химическому соединению Fe_3C . При более высоком содержании углерода сплавы железо-углерод становятся весьма хрупкими, и их практическое значение снижаются.

На рис. 4.4 приведена диаграмма фазового равновесия сплавов в системе железо-углерод. Она определяет фазовый состав и структуру сплавов с концентрацией от чистого железа до 6,6%С. Левая ордината соответствует 100%Fe, температура плавления которого 1539°C (точка А), а правая – 6,67%С (100% Fe_3C) с температурой плавления 1250°C (точка Д).

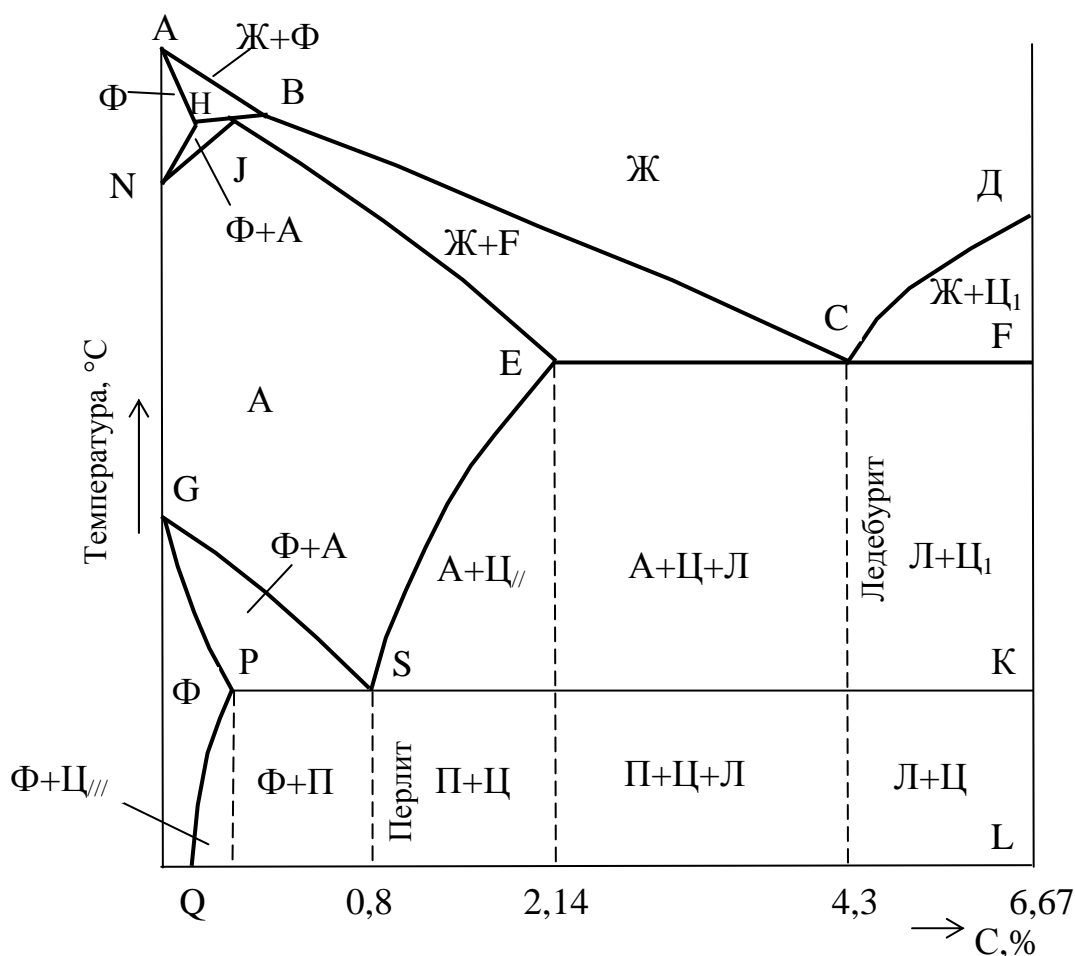


Рис. 4.4. Диаграмма фазового равновесия сплавов железо-углерод

Характеристика фаз и основных структур в железоуглеродистых сплавах приведена в табл. 4.1; 4.2.

Таблица 4.1

Характеристика основных фазовых составляющих в Fe-C сплавах

Название фазы	Тип фазы	Тип решетки	Углерод, %	Область существования
Феррит	Твердый раствор внедрения углерода в Fe _α	Объемно-центрированная кубическая	До 0,025	Левее линии QPG
Аустенит	Твердый раствор углерода в Fe _γ	Гранецентрированная кубическая	До 2,14 при T=1147°C	Область NJESG
Высокотемпературный феррит	Твердый раствор углерода в Fe _δ	Объемноцентрированная кубическая	До 0,1 при T=1493°C	AHN
Цементит	Химическое соединение типа Fe ₃ C	Орторомбическая	6,67	

Таблица 4.2

Характеристика основных структурных составляющих в Fe-C сплавах

Наименование	Характеристика структуры
Перлит	Механическая смесь (эвтектоид), образующаяся ниже линии PSK при T<723°C из аустенита с 0,8%С. Фазовые составляющие: феррит состава т.Р и цементит состава т. К.
Перитектика	Механическая смесь аустенита с 0,18%С и феррита с 0,1 %С, образующихся по реакции: $Ж_{т.В} + Ф_{т.В} \rightleftharpoons А_{т.Л}$
Ледебурит	Механическая смесь, образующаяся на линии ЕСF ниже температуры 1147°C по реакции: $Ж_{т.С} \rightleftharpoons А_{т.Е} + Ц_{т.Ф}$
Цементит первичный	Выпадает в виде избыточной фазы ниже линии CD в чугунах с содержанием углерода более 4,3 %
Цементит вторичный	Избыточная фаза, выделяющаяся из аустенита по линии SE до линии PSK.
Цементит третичный	Избыточная фаза, выделяющаяся из феррита по линии PQ при охлаждении ниже 723°C

В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД РАЗЛИЧАЮТСЯ СЛЕДУЮЩИЕ ФАЗЫ: ЖИДКИЙ РАСТВОР УГЛЕРОДА В ЖЕЛЕЗЕ, ТВЁРДЫЕ РАСТВОРЫ (ФЕРРИТ – ТВЁРДЫЙ РАСТВОР УГЛЕРОДА В Fe_{α} , АУСТЕНИТ – ТВЁРДЫЙ РАСТВОР УГЛЕРОДА В Fe_{γ} , А ТАКЖЕ ЦЕМЕНТИТ И ГРАФИТ).

Значения линий и точек диаграммы состояния Fe-C:

линия ABC – линия ликвидус;

линия АНЖТСF – линия солидус;

линия HJB – линия перитектического превращения;

линия ЕСF – линия эвтектического превращения,
образующаяся эвтектика называется ледебуритом;

линия PSK – линия эвтектоидного превращения, образующийся
эвтектоид называется перлитом.

Эвтектоидное превращение испытывает и аустенит, входящий в состав ледебурита ниже линии ЕС. При 727°C он превращается в перлит.

Линии CD, ES и PQ показывают температуру начала выделения из раствора соответственно первичного, вторичного и третичного цементита вследствие уменьшения растворимости углерода в жидком расплаве, аустените и феррите при понижении температуры. Температура и концентрация углерода для всех точек диаграммы приведены в табл. 4.3.

Таблица 4.3

Массовая концентрация углерода и температуры основных точек диаграммы состояния Fe-C

№№ п/п	Наименование	Концентрация углерода, %	Температура, $^{\circ}\text{C}$	№№ п/п	Наименование	Концентрация углерода, %	Температура, $^{\circ}\text{C}$
1	A	0,00	1539	9	N	0,00	1392
2	B	0,53	1493	10	G	0,00	911
3	C	4,30	1147	11	P	0,02	727
4	Д	6,67	1545	12	S	0,80	727
5	E	2,14	1147	13	K	6,67	727
6	F	6,67	1147	14	J	6,67	20
7	H	0,10	1493	15	Q	0,006	20
8	J	0,16	1493				

4.3.1. Анализ диаграммы фазового равновесия системы железо-углерод

Первичная кристаллизация сплавов с содержанием углерода более 2,14% может быть проанализирована на части диаграммы состояния, представленной на рис. 4.5.

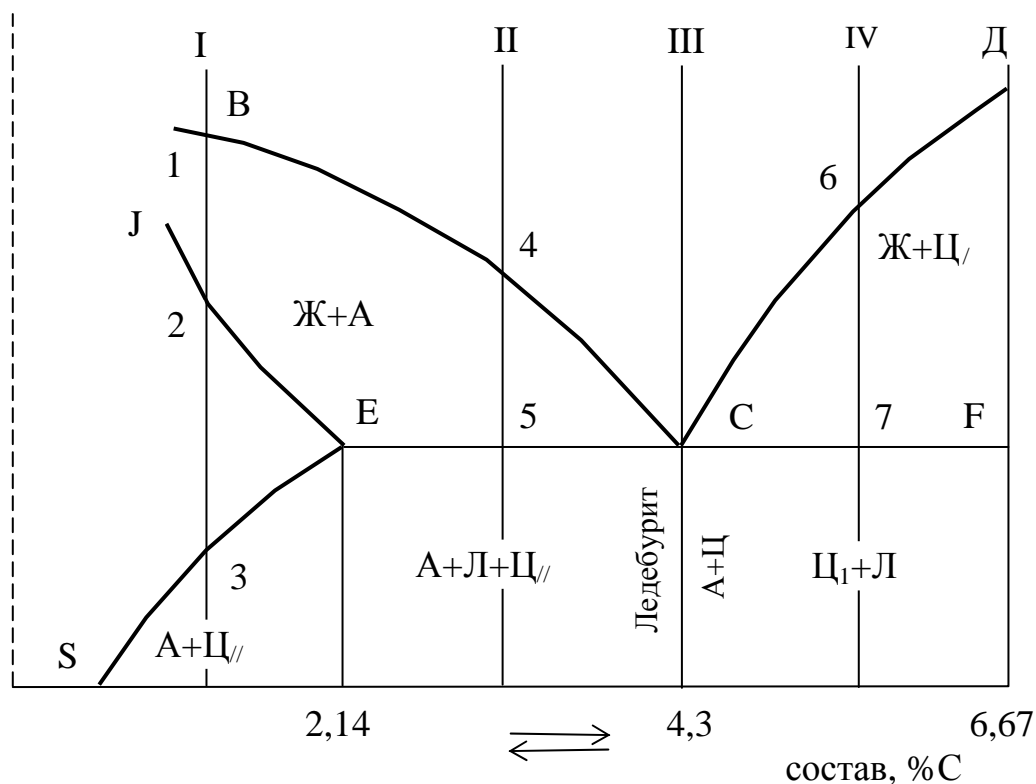


Рис. 4.5. «Чугунная» часть диаграммы состояния железо-углерод

У всех сплавов этой группы в структуре появляется ледебурит, хотя левее т.Е (в сплаве I) в интервале температур от т.1 до т.2 выделяются кристаллы аустенита, затем жидкая фаза исчезает. Ниже т.3 из аустенита выделяется избыточный цементит Ц_{II} . В сплаве II кристаллизация аустенита начинается в т. 4 и заканчивается в т.5, ниже которой происходит эвтектическая реакция:



Механическая смесь $\text{А}_{т.Е} + \text{Ц}_{т.Ф}$ называется ледебуритом.

Ниже линии ECF сплав II имеет структуру $\text{А} + \text{Л} + \text{Ц}_{II}$. При охлаждении сплава III ниже т. С жидкая фаза превращается в ледебурит.

Для сплава IV с содержанием углерода более 4,3% при охлаждении ниже т.6 из жидкости выпадают кристаллы первичного цементита Ц_I . Ниже т. С прошло эвтектическое превращение.

Ниже линии CF сплав IV имеет структуру $\text{Л} + \text{Ц}_I$.

НА ЛИНИИ ЕСF (РИС.4.5) ПРОИСХОДИТ ЭВТЕКТИЧЕСКОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ С ФОРМИРОВАНИЕМ ИЗ ЖИДКОЙ ФАЗЫ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ ДВУХ ТВЕРДЫХ ФАЗ: АУСТЕНИТА И ЦЕМЕНТИТА ПО РЕАКЦИИ: $Ж_{т.С} \rightleftharpoons А_{т.Е} + Ц_{т.Ф}$; ОБРАЗУЮЩАЯСЯ СМЕСЬ ТВЕРДЫХ ФАЗ АУСТЕНИТА И ЦЕМЕНТИТА НАЗЫВАЕТСЯ ЛЕДЕБУРИТОМ.

Первичная кристаллизация сплавов, содержащих до 0,5%С, приведена на части диаграммы состояния Fe-C, характеризующей эти сплавы (рис. 4.6).

Сплав V: кристаллизация начинается в т.1 с выделения кристаллов высокотемпературного феррита и заканчивается в т.2. Ниже т.3 происходит превращение феррита в аустенит, которое заканчивается в т.4.

Сплав VI: кристаллизация начинается в т.5 с образование кристаллов феррита и продолжается до т.6, ниже которой идет перитектическое превращение по реакции:

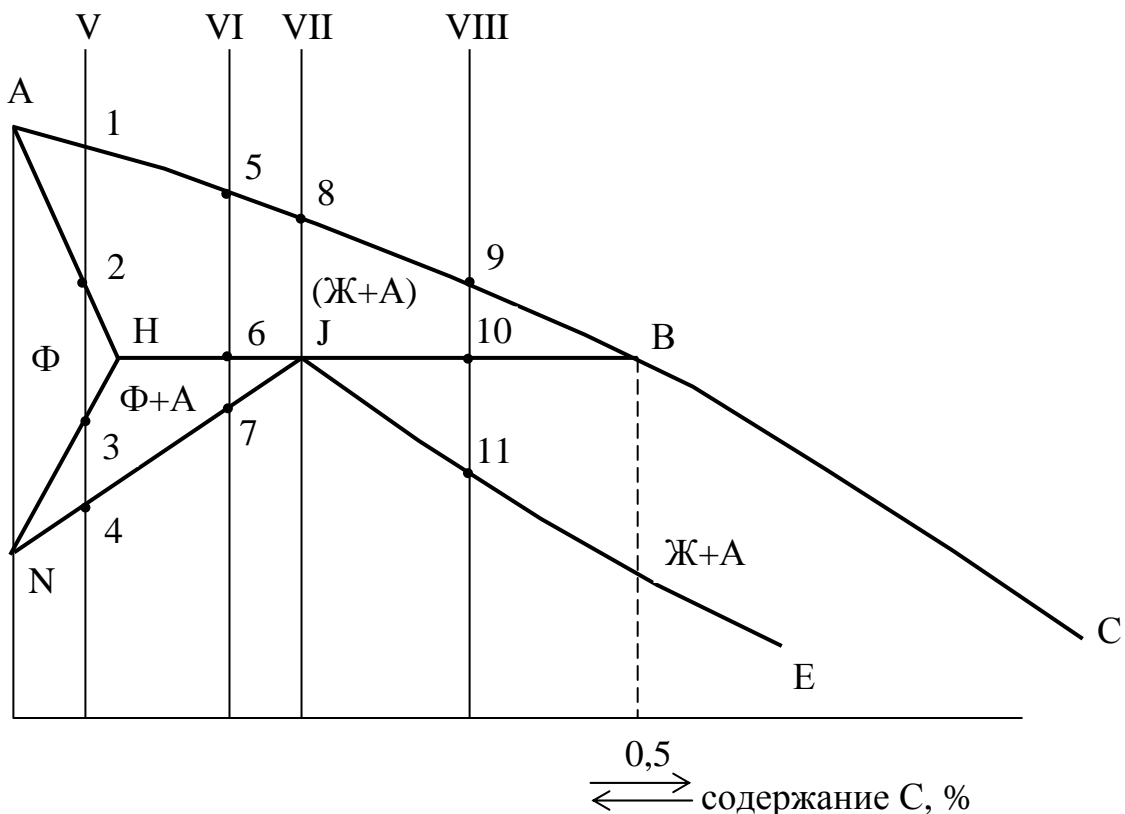


Рис. 4.6. Часть диаграммы состояния железо-углерод

При этом образуется аустенит, формирование которого заканчивается в т.7.

Сплав VII: при охлаждении от т.8 до т.Ј кристаллизуется высокотемпературный феррит. В т.Ј происходит перитектическое превращение, в конце которого исчезают жидкая фаза и феррит с образованием аустенита.

Сплав VIII: в интервале температур между $t.9$ и $t.10$ кристаллизуется высокотемпературный феррит. На линии JB происходит перитектическое превращение по реакции:



При охлаждении сплава от $t.10$ до $t.11$ оставшаяся жидкость превращается в аустенит.

Превращения в Fe-C сплавах в твердом состоянии, связанные с распадом аустенита, показаны на рис. 4.7. При охлаждении аустенит распадается на две фазы: феррит и цементит.

В рассматриваемых сплавах, содержащих до 2,14%С, выше линии GSE существует одна фаза – аустенит Fe_γ (A).

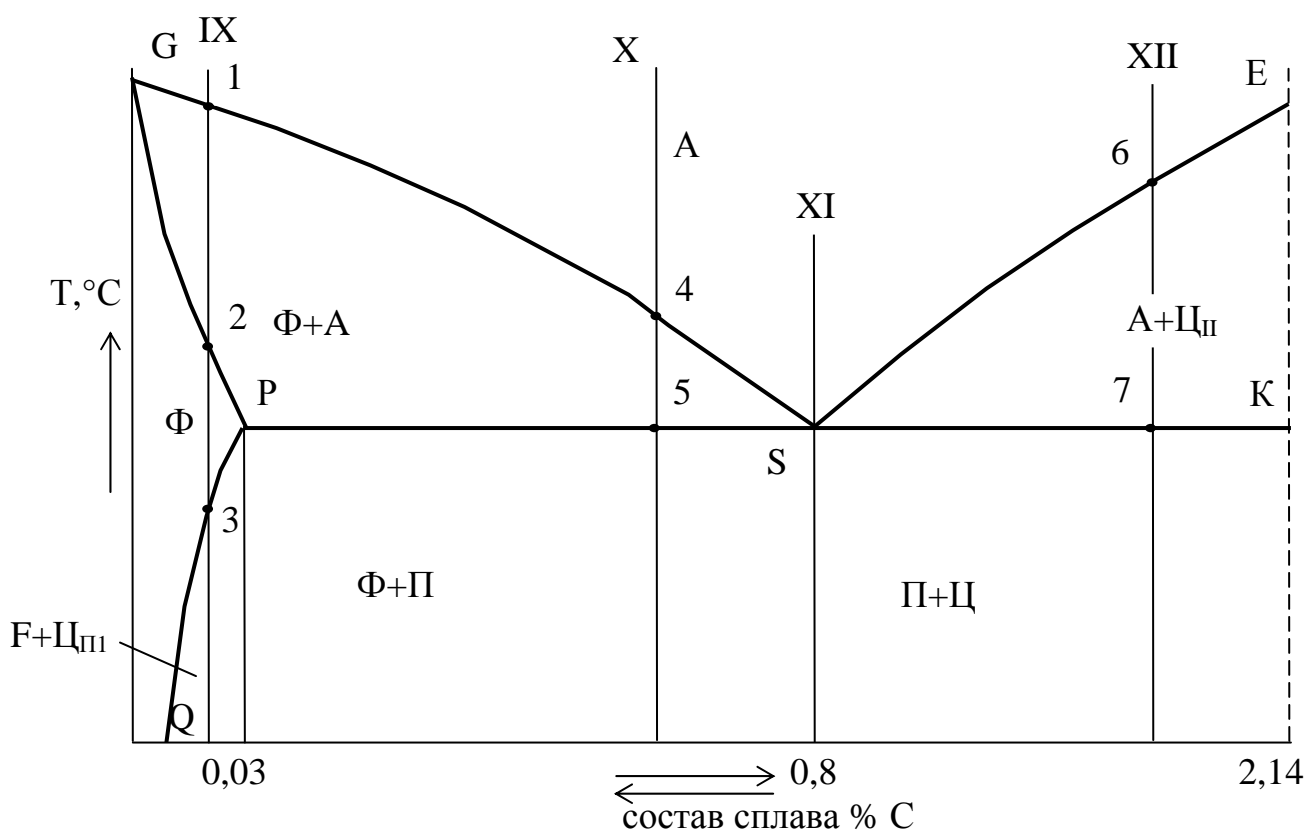


Рис. 4.7. «Стальная» часть диаграммы состояния железо-углерод

Распад аустенита при охлаждении обусловлен следующими факторами:

- полиморфным превращением Fe_γ в Fe_α ;
- уменьшением растворимости углерода в аустените с понижением температуры.

Рассмотрим превращения в сплавах этой части системы железо-углерод.

Сплав IX: в интервале температур, ограниченных $t.1$ и $t.2$, в результате перекристаллизации из аустенита образуются кристаллы феррита. В зоне между $t.2$ и $t.3$ существует только феррит. Ниже $t.3$ из феррита выделяется третичный

цементит Ц_{III} вследствие уменьшения растворимости углерода в феррите при охлаждении.

Сплав X: при охлаждении в т.4 и до т.5 образуются кристаллы феррита Fe_α . В т. 5 оставшийся аустенит претерпевает эвтектоидное превращение по реакции:

$$(4.7)$$

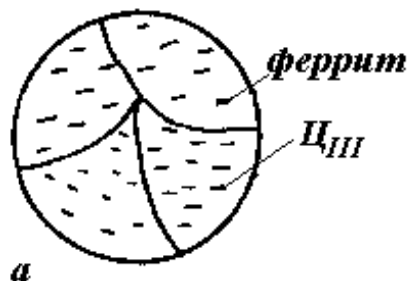
Механическая эвтектоидная $\text{A}_{т.5} \rightleftharpoons \text{Ф}_{т.5} + \text{Ц}_{т.5}$. эвтектоид называется перлитом.

Сплав XI: при достижении сплавом температуры т. S происходит эвтектоидное превращение. Образуется феррито-карбидная смесь – перлит.

Сплав XII: в интервале между т.6 и т.7 образуется вторичный цементит, выделяющийся вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените при понижении температуры. В т.7 оставшийся аустенит превращается в перлит.

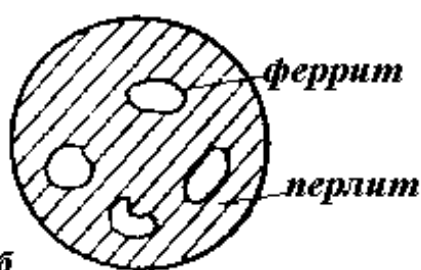
Структура сплавов IX, X, XI и XII показаны на рис. 4.8 а, б, в, г.

Сплав IX, C=0,02%



а

Сплав X, C=0,4%



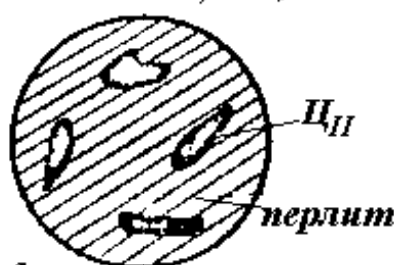
б

Сплав XI, C=0,8%



в

Сплав XII, C=1,2%



г

Рис. 4.8. Структуры сплавов, кристаллизующихся при распаде аустенита:
а – 0,02% С; б – 0,4% С; в – 0,8% С; г – 1,2% С

Линия GS показывает начало образования феррита из перлита и химический состав аустенита, находящегося в контакте с ферритом. Линия SE показывает температуру начала выделения вторичного цементита из аустенита вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените с понижением температуры. Линия GP показывает температуру окончания превращения аустенита в феррит, а также химический состав феррита, находящегося в контакте с аустенитом. Линия PQ указывает на зависимость растворимости углерода в феррите от температуры, а также химический состав феррита, находящегося в контакте с цементитом.

НА ЛИНИИ PSK (РИС. 4.7) ПРОИСХОДИТ ЭВТЕКТОИДНОЕ (ПЕРЛИТНОЕ) ПРЕВРАЩЕНИЕ С ОБРАЗОВАНИЕМ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ ИЗ АУСТЕНИТА (0,8% С) ДВУХ ТВЕРДЫХ ФАЗ: ФЕРРИТА И ЦЕМЕНТИТА (ФЕРРИТОЦЕМЕНТИТНАЯ СМЕСЬ), НАЗЫВАЕМЫХ ЭВТЕКТОИДОМ, ИЛИ ПЕРЛИТОМ, ПО РЕАКЦИИ



4.3.2. Структурные составляющие и фазовый состав железуглеродистых сплавов с различным содержанием углерода

Структура сплавов и их фазовый состав в зависимости от содержания углерода приведены в табл. 4.4.

Таблица 4.4

Структуры и фазовый состав железуглеродистых сплавов

Содержание углерода в сплавах, %	Структура	Фазы
До 0,01	Феррит	Феррит
0,01 – 0,02	Феррит + третичный цементит	Феррит + цементит третичный
0,02 – 0,79	Феррит + перлит	Феррит + цементит
0,80	Перлит	Феррит + цементит
0,81 – 2,14	Перлит + вторичный цементит	Феррит + цементит
2,15 – 4,29	Перлит + вторичный цементит + ледебурит	Феррит + цементит
4,30	Ледебурит	Феррит + цементит
4,31 – 6,67	Цементит + ледебурит	Феррит + цементит первичный

4.4. Классификация железуглеродистых сплавов

В зависимости от состава по содержанию углерода железуглеродистые сплавы подразделяются на:

- техническое железо, в составе которого содержание углерода не более 0,02 %. Структура состоит из феррита или феррита и третичного цементита (область, расположенная левее т. Р диаграммы состояния Fe-C, рис. 4.4);

- доэвтектоидные стали, содержащие углерода от 0,02 % до 0,8 %. Структура этих сплавов состоит из феррита, перлита и третичного цементита;

- эвтектоидная сталь. В ее составе содержится 0,8% С. Структура состоит из перлита;

- заэвтектоидные стали, содержащие углерода от 0,8 до 2,14%. Структура этих сплавов состоит из перлита и вторичного цементита;

- доэвтектический чугун, в составе которого содержится от 2,14 до 4,30 % углерода. В структуре этих сплавов находится перлит, вторичный цементит и ледебурит;

- эвтектический чугун, содержащий 4,3 % углерода. Структура сплава состоит из ледебурита;

- заэвтектический чугун, содержащий от 4,3 до 6,67 % углерода. В структуру сплавов при комнатной температуре входит первичный цементит и ледебурит.

Все чугуны после кристаллизации содержат в структуре ледебурит.

В зависимости от химического состава стали подразделяются на:

- нелегированные (углеродистые);
- легированные.

В состав углеродистых сталей наряду с углеродом входят и другие элементы, которые, взаимодействуя с железом и углеродом, оказывают существенное влияние на свойства стали.

Основными примесями в стали являются марганец, кремний, сера и фосфор. Сера и фосфор относятся к числу вредных примесей. Кроме этого, в состав сталей входят скрытые примеси: азот, водород, кислород. Их количество не должно превышать $10^{-2} - 10^{-4}$ %, так как даже в малых количествах они существенно снижают пластические свойства стали.

В составе сталей могут присутствовать случайные примеси. Они попадают туда из исходных материалов для выплавки: железной руды, металлической шихты и др. Например, постоянным спутником уральских руд является медь. Широкое применение в выплавке высококачественных сталей находят специальные легирующие примеси. Стали с содержанием таких примесей называются легированными.

4.4.1. Влияние элементов на свойства стали

1) влияние углерода.

При изменении содержания углерода в сталях их свойства не остаются неизменными. Зависимость прочностных и пластических свойств от содержания углерода представлена на рис. 4.9.

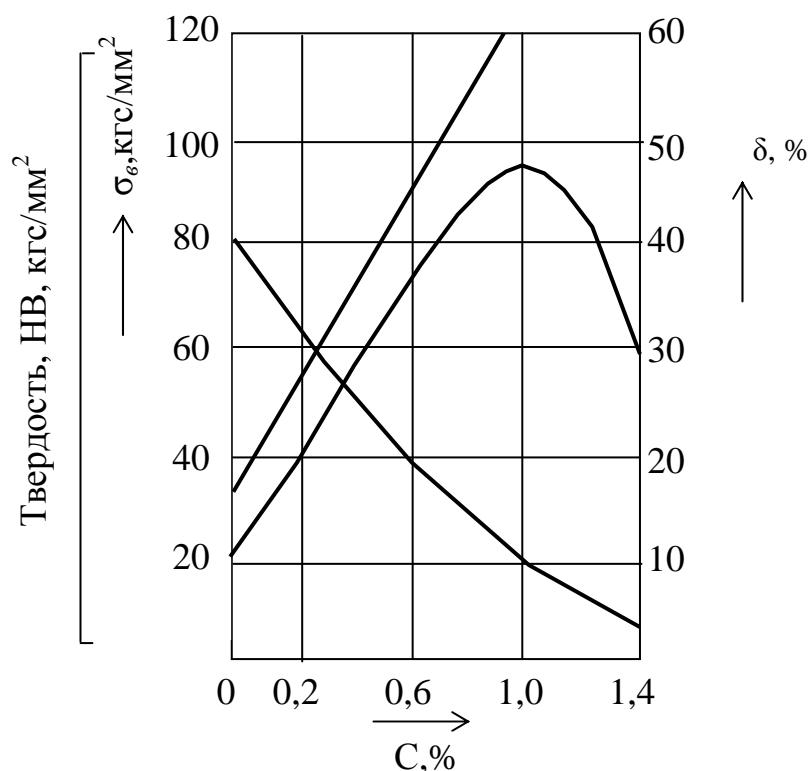


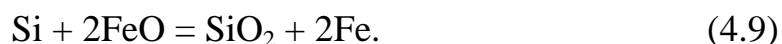
Рис. 4.9. Влияние углерода на свойства отожженной стали

С увеличением содержания углерода повышается твердость и прочность стали в основном за счет возрастания в структуре количества цементита и уменьшения феррита. При содержании углерода менее 0,9 % происходит, как правило, вязкое разрушение, а при содержании углерода более 0,9 % - хрупкое разрушение, происходящее из-за большого количества цементита в структуре. Поэтому прочность в сталях, содержащих более 0,9 % углерода, снижается.

Пластические свойства сталей повышаются при снижении в них содержания углерода.

2) влияние марганца и кремния.

Они имеют более высокое химическое сродство к кислороду, чем железо, и вводятся в сталь при ее выплавке для раскисления, которое протекает по следующим реакциям:



3) фосфор в стали при содержании до 1 % образует твердый раствор с железом, растворяется в феррите. При этом несколько повышается прочность и существенно снижается пластичность сталей. Даже при содержании фосфора 0,1 % сталь становится более склонной к хрупкому разрушению при понижении температуры. Это свойство называется хладноломкостью.

4) сера образует с железом соединение FeS. При его взаимодействии с железом образуется легкоплавкая эвтектика, располагающаяся по границам зерен

основного металла. При температуре 985°C эвтектика ($\text{Fe} + \text{FeS}$) плавится, вследствие чего во время горячей пластической деформации может произойти разрушение. Повышение хрупкости стали при высоких температурах под воздействием серы называется красноломкостью. Сера является вредной примесью. Поэтому ее содержание в стали стремятся снизить или хотя бы уменьшить вредное влияние. С этой целью в сталь вводится марганец, который с серой образует сульфид марганца MnS . Включения MnS , имея округлую форму, меньше снижают пластичность стали.

5) кислород является нежелательной примесью в стали, способствуя ее старению.

6) азот образует с железом твердые растворы внедрения, существенно снижая их пластичность и повышая прочность сплава. При охлаждении пластически деформированной стали азот, выделяясь в виде нитридов типа Fe_2N , резко снижает ее пластичность при небольшом повышении прочности.

7) водород хорошо растворяется в стали с ростом температуры перегрева расплава. При охлаждении водород выделяется вследствие снижения растворимости, концентрируется в микропорах металла и образует мелкие трещины, называемые флокенами, в которых создаются высокие давления.

Водород, следовательно, является нежелательной примесью в сталях. В процессе их выплавки принимают меры, препятствующие попаданию водорода в сталь.

4.4.2. Основные факторы классификации

Стали и сплавы классифицируются по следующим основным факторам:

1) по назначению:

- конструкционные;
- инструментальные;
- стали с особыми физическими свойствами;
- специального назначения и применения: кабельная, строительная, автономная, машиностроительная цементуемая сталь, улучшаемая, рельсовая, арматурная, пружинно-рессорная, шарико-подшипниковая.

2) по химическому составу:

- углеродистые: низко-, средне- и высокоуглеродистые;
- легированные: низко-, средне- и высоколегированные.

3) по качеству:

- обыкновенного качества;
- качественные;
- высококачественные.

4.4.3. Маркировка сталей и сплавов

4.4.3.1. Сталь углеродистая обыкновенного качества (ГОСТ 380-88)

В металлургии указанная сталь выплавляется следующих марок: СтО, Ст1, Ст2, Ст3, Ст4, Ст5, Ст6.

Буквы «Ст» обозначают «сталь», цифры – условный номер марки в зависимости от химического состава. В Ст1 количество углерода 0,06 – 0,12 %, в Ст6 – 0,38 – 0,49 %, Ст2, 3, 4, 5 занимают промежуточное положение.

Массовая доля серы в стали всех марок, кроме СтО, должна быть не более 0,050%, фосфора – не более 0,040 %.

В стали марки СтО должно быть не более 0,23 %С, серы – не более 0,060 %, фосфора - не более 0,07 %.

Буквы «кп», «пс», «сп» в конце марки обозначают условия и степень раскисления стали: «сп» – спокойная. Она полностью раскислена ферромарганцем, ферросилицием и алюминием в печи, а затем в ковше; «пс» – полуспокойная, раскислена ферромарганцем и ферросилицием в печи; «кп» – кипящая, раскислена только ферромарганцем в печи.

Пример расшифровки марки:

Ст2кп – углеродистая конструкционная сталь обычного качества кипящая, содержит $\leq 0,050$ % S и $\leq 0,040$ % P. Марка №2.

Стали обыкновенного качества. Допускается возможность повышения содержания марганца от 0,8 до 1,1 %. Марки этих сталей: Ст3Гпс, Ст3Гсп, Ст5Гс.

С повышением условного номера марки стали возрастает предел прочности (σ_s) и снижает пластичность (δ , ψ); сталь марки Ст3сп имеет $\sigma_s=380-490$ МПа и $\delta = 22 - 25$ %, а Ст5сп - $\sigma_s=500-640$ Мпа, $\delta = 17 - 20$ %.

УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ ОБЫКНОВЕННОГО КАЧЕСТВА МОГУТ БЫТЬ КИПЯЩИМИ (КП), СПОКОЙНЫМИ (СП) И ПОЛУСПОКОЙНЫМИ (ПС).

4.4.3.2. Сталь углеродистая, качественная, конструкционная ГОСТ 1050-74

Эти стали выплавляются с более строгими требованиями по химическому составу, количеству неметаллических включений, макро- и микроструктуре. Качественные стали маркируются цифрами: Сталь 08, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 60, 65, 70, 80.

В обозначении марки цифры показывают среднее содержание углерода в сотых долях %, если сталь высококачественная, то в конце марки ставится буква А.

По степени раскисления качественные стали подразделяются на:

- кипящие – «кп»;
- полуспокойные – «пс»;
- спокойные – «сп» (часто без индекса).

В сталях всех марок содержание серы допускается не более 0,040 %, фосфора - не более 0,035. В качественных сталях должно быть не более 0,025 % как серы, так и фосфора.

По содержанию углерода конструкционные качественные стали разделяются на:

- низкоуглеродистые 08, 10, 15, 20, 25, имеющие невысокую прочность и высокую пластичность. Они могут быть микролегированы ванадием или алюминием – 08Ф, 08Ю. Эти стали применяются без термообработки;

- среднеуглеродистые 30, 35, 40, 45, 50, обладающие повышенной прочностью и достаточной пластичностью. Как правило, они подвергаются термообработке;

- высокоуглеродистые 55, 60, 70, 80, обладающие высокой прочностью, износостойкостью и низкой пластичностью. Они используются после закалки и отпуска.

Пример расшифровки марки:

Сталь 08кп – сталь низкоуглеродистая, качественная, конструкционная, кипящая, содержащая 0,08% С, до 0,040 % Р и до 0,035 % S.

КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0,12 – 0,25 % С ЦЕЛЮ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МОГУТ ПОДВЕРГАТЬСЯ ЦЕМЕНТАЦИИ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЗАКАЛКОЙ И НИЗКИМ ОТПУСКОМ.

4.4.3.3. Легированные конструкционные стали (ГОСТ 4543-75)

С целью повышения механических свойств сталей и использования их по специальному назначению в качестве нержавеющей, жаропрочных, немагнитных и др., в процессе выплавки в них вводятся легирующие элементы.

Основными легирующими элементами конструкционных сталей являются хром, никель, кремний, марганец. Вольфрам, молибден, титан, ванадий, кобальт, бор и другие легирующие элементы вводятся в сталь в сочетании с хромом, никелем, кремнием и марганцем для целенаправленного улучшения механических и физических свойств.

В зависимости от суммарного содержания легирующих элементов стали подразделяются на: низколегированные (сумма ЛЭ до 2,5 %), среднелегированные (сумма ЛЭ от 2,5 до 10 %) и высоколегированные (сумма ЛЭ превышает 10 %). Чем выше в стали содержание легирующих элементов, тем выше ее прока-

ливаемость. Но оно должно быть минимальным, обеспечивающим только необходимую для данного сечения сквозную прокаливаемость.

ВАЖНОЙ ХАРАКТЕРИСТИКОЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ЯВЛЯЕТСЯ ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ, КОТОРАЯ ВО МНОГОМ ЗАВИСИТ ОТ КОЛИЧЕСТВА ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ, ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА И ОДНОРОДНОСТИ АУСТЕНИТА.

Легированные конструкционные стали маркируются цифрами и буквами, являющимися индексами соответствующих химических элементов. Двухзначные цифры, стоящие в начале марки стали, соответствуют среднему содержанию углерода в сотых долях процента. Цифры, стоящие после букв, соответствуют примерному содержанию легирующего элемента в целых (%). Отсутствие цифры после буквенного индекса указывает, что среднее содержания легирующего элемента в сплаве составляет 1,0 – 1,5 %, а для молибдена и меди 0,2 – 0,5 %, ванадия и титана 0,05 – 0,20 %, бора 0,003 %.

Легирующие элементы обозначаются следующими буквами: А – азот, Б – ниобий, В – вольфрам, Г – марганец, Д – медь, Е – селен, К – кобальт, Н – никель, П – фосфор, Р – бор, С – кремний, Т – титан, Ф – ванадий, Х – хром, Ц – цирконий, Ч – редкоземельные элементы, Ю – алюминий.

Основная масса легированных сталей выплавляется качественными, при содержании фосфора менее 0,035 %, серы менее 0,035 %, и высококачественными, с содержанием фосфора и серы менее 0,025 %. При обозначении высококачественных легированных сталей в конце марки ставится буква А. Особо высококачественная сталь обозначается буквой Ш в конце марки, например, 30ХГСА-Ш. Если буква А написана в середине марки, например, 16Г2АФ, то сталь легирована азотом в количестве 0,015 – 0,025 %. Если же буква А написана перед маркой стали, например А40Г, то сталь называется автоматной. Дополнительные элементы в автоматных сталях означают: С – свинец, Е – селен, Ц – кальций.

Пример: Сталь 35ХН5Т – сталь легированная, конструкционная, качественная, содержащая 0,35 %С, около 1 % хрома, около 5 % никеля, около 0,1 % титана, $\leq 0,040 \%S$ и $\leq 0,035 \%P$.

Сталь 25Х2НФА – сталь легированная, высококачественная, содержащая 0,25 %С, хрома около 2%, никеля около 1 %, ванадия – 0,1% , S и $P \leq 0,025\%$.

Большинство легирующих элементов образуют с железом твердые растворы замещения. Часть легирующих элементов с углеродом не взаимодействуют. Они называются некарбидообразующими. Другие элементы образуют с углеродом карбиды. Для элементов 4-го периода, как показано в табл. 4.5, характерно наличие недостроенного уровня α третьей электронной оболочки.

Строение α – уровня некоторых легирующих элементов

Период	Наименование элементов							
IV	Титан	Ванадий	Хром	Марганец	Железо	Кобальт	Никель	Медь
Число электронов в α - уровне	2	3	4	5	6	7	8	9

Титан, ванадий и хром являются сильными карбидообразующими элементами, марганец и железо – слабыми. А кобальт, никель и медь – некарбидообразующими металлами. В стали способны образовывать карбиды лишь те элементы, которые расположены левее железа. Чем меньше электронов на α -подуровне, тем больше сродство к углероду, тем химически более стойкими будут карбиды. Элементы, расположенные правее железа и выше его, не образуют карбидов. При температурах ниже 727°C , когда сплавы состоят из феррита и карбидов, распределение легирующих элементов будет следующим:

- 1) растворяются в феррите – кобальт, никель, медь, кремний.
- 2) частично растворены в феррите, а частично входят в состав цементита – марганец, хром в виде соединений $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ или $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$.
- 3) входят в состав карбидов – титан, ванадий.

При нагреве стали до аустенитного состояния легирующие элементы как в свободном состоянии, так и в виде карбидов, растворяются в аустените. Этот процесс происходит при различных температурах, определенных стойкостью карбида.

4.4.3.4. Инструментальные стали

Инструментальными сталями называются углеродистые и легированные стали, обладающие высокой твердостью, прочностью и износостойкостью, способные в качестве инструмента обрабатывать изделия из других материалов. Важным свойством инструментальных сталей является их теплостойкость (красностойкость), проявляющаяся в устойчивости против отпуска при нагреве инструмента при обработке.

4.4.3.4.1. Сталь углеродистая инструментальная, ГОСТ 1435-74

Стали могут быть качественные и высококачественные. Они маркируются буквой У (углеродистая): У8, У8А, У10, У10А, У11, У11А, У12, У12А, У13, У13А.

Буква У в марке указывает, что сталь углеродистая, инструментальная, следующая за ней цифра показывает среднее содержание углерода в десятых долях процента.

Стали инструментальные, углеродистые, качественные содержат серы не более 0,028 %, фосфора – не более 0,030 %; высококачественные – серы не более 0,018 %, фосфора – не более 0,025 %.

Инструменты из углеродистых сталей теряют твердость при нагреве свыше 200 °С и применяются при небольших скоростях резания.

Пример: сталь У12 – углеродистая инструментальная, качественная, содержащая 1,2 % С, $\leq 0,028$ % S, $\leq 0,030$ % P.

Сталь У13А – углеродистая, инструментальная, высококачественная, содержит 1,3 % С, $\leq 0,018$ % S, $\leq 0,025$ % P. Буква А в конце марки указывает, что сталь высококачественная.

Углеродистые инструментальные стали применяются в качестве режущего инструмента только для резания металлов с низкой твердостью и с малой скоростью, чтобы избежать высокого нагрева, сильно снижающего твердость.

4.4.3.4.2. Легированные инструментальные стали

Легированные инструментальные стали для режущего и измерительного инструмента, а также штамповые стали регламентируются ГОСТ 5950-73.

В отличие от конструкционных сталей цифра, стоящая перед буквами в обозначении марки, показывает содержание углерода в десятых долях процента. Если углерода больше 1 %, то цифры просто опускают.

Например: сталь 9ХФ – инструментальная, высококачественная, легированная сталь, содержащая 0,9 % С, 0,6 % Cr и 0,2 % V. Сталь ХВГ – инструментальная, высококачественная, легированная, содержащая 1 % С, 1 % Cr, 1,0% W, 1 % Mn.

Быстрорежущие стали – группа высоколегированных инструментальных сталей, сохраняющих свою твердость до 650 – 600 °С. Применяются для изготовления инструмента с повышенной скоростью резания. Химический состав их регламентируется ГОСТ 19265-73.

Быстрорежущие стали маркируются буквой Р. Следующая за ней цифра указывает среднее содержание главного легирующего элемента – вольфрама в процентах. Среднее содержание хрома в большинстве быстрорежущих сталей составляет 4 % и поэтому в обозначении марки не указывается. Содержание углерода 0,8 – 1,0 %. При содержании ванадия менее 2 % его индекс в маркировке не указывается.

Если вольфрам частично заменяется молибденом, то указывается буква «М».

Например: Р10К5Ф5 – быстрорежущая инструментальная сталь, содержащая 0,8 – 1,0 % С, около 10 % вольфрама, кобальта – около 5 %, ванадия – около 5 %, Cr – 4 %, S $\leq 0,018$ %, P $\leq 0,025$ %.

Все инструментальные легированные, а также стали и сплавы с особыми физическими свойствами, нержавеющие и жаропрочные – всегда высококачественные, поэтому в марках этих сплавов буква А не указывается. Нержавеющие стали содержат не менее 12 % хрома. Принцип маркировки подобен конструкционным сталям.

4.4.4. Ферросплавы и их маркировка

Основные способы производства ферросплавов: электрический, металлургический, электролитический и доменный.

Ферросплавы, получаемые этими способами, подразделяются на ферросилиций, содержащий в среднем 20,25, 45, 65, 69, 75, 90 и 92% кремния и обозначаемый буквами ФС, например, ФС69; ферросиликохром следующих марок: ФСХ13, ФСХ20, ФСХ26, ФСХ33, ФСХ40, ФСХ48. В сплавах содержится углерода до 6 %, кремния – 3 %, хрома – от 13 до 48 %; силикокальций следующих марок: СК10, СК15, СК20, СК25 и СК30 с содержанием кальция от 10 до 30 %, железа – от 10 до 25 %, остальное – кремний; ферромарганец следующих марок: ФМ_н78, ФМ_н75, ФМ_н70 с содержанием марганца 70,75 и 78 %, углерода – до 7 %, кремния – до 9 %, остальное – железо; феррохром товарный следующих марок: ФХ650А, ФХ800А, содержащих 5,5 % и 8 % углерода соответственно, а также 60 и 65 % хрома и феррохром передельный марок ФХП850 и ФХП900, содержащих 65 % хрома, 8, 5 и 9,0 % углерода соответственно; ферротитан, содержащий от 20 до 79 % титана, например, марки Фти40, состоящей из 40% титана. В состав сплава входит алюминий, кремний, углерод и железо; ферровольфрам следующих марок: ФВ70А, ФВ75, ФВ80А, содержащих соответственно 70 %, 75 % и 80 % вольфрама; феррованадий следующих марок: ФВ_д35, ФВ_д50 и ФВ_д75, содержащих соответственно 35 %, 50 % и 75 % ванадия; ферромолибден марок ФМ_о60, ФМ_о58, ФМ_о52 с содержанием молибдена соответственно не менее 60 %, 58 %, 55 % и 52 % соответственно.

4.4.5. Характеристика сталей по назначению

В зависимости от назначения стали можно классифицировать на следующие группы:

1) конструкционные стали:

- цементируемые;
- улучшаемые;
- строительные.

2) инструментальные стали:

- для режущего инструмента;
- для измерительного инструмента;
- для штампов холодной штамповки;

- для штампов горячей штамповки;
- для прессформ литья под давлением и др.

3) стали со специальными свойствами:

- жаропрочные;
- нержавеющие;
- с особыми магнитными свойствами.

Классификация сталей по назначению основывается на содержании углерода. Стали с содержанием углерода до 0,70% применяются как конструкционные, в том числе углеродистые и легированные. Их маркировка приводилась в соответствующих разделах классификации. При содержании углерода свыше 0,70% стали применяются для изготовления инструментов. Инструментальные стали по химическому составу подразделяются на углеродистые и легированные. Применяются углеродистые инструментальные стали следующих марок: У7А, У8А, У10А, У11А, У12А и У13А (ГОСТ 1495-74). Углеродистые инструментальные стали широко используются для изготовления режущих, штамповых и измерительных инструментов, не подвергаемых в процессе работы нагреву до температур выше 150 – 200 °С ввиду их малой теплостойкости. Высокая твердость инструментальных сталей обеспечивается при содержании углерода 0,7 – 0,8 %.

Главными недостатками углеродистых инструментальных сталей являются малая прокаливаемость и низкая теплостойкость.

Эти недостатки устраняются в легированных инструментальных сталях. Введение легирующих элементов: хрома, марганца и кремния – повышает прокаливаемость. Хром, вольфрам, ванадий обеспечивают получение мелкозернистой структуры и повышают устойчивость против отпуска при повышении температуры в процессе работы.

У инструментальных легированных сталей содержание углерода обозначается по аналогии с углеродистыми инструментальными, т.е. в десятых долях процента. Если содержание углерода находится в пределах одного и более процентов, то цифровое обозначение не приводится.

В промышленности нашли широкое применение следующие марки инструментальных легированных сталей:

- стали с невысокой прокаливаемостью:
Х05, С=1,00 – 1,25 %, Cr = 0,40 – 0,70 %;
- стали с глубокой прокаливаемостью:
9ХС, С = 0,85 – 0,95 %; Cr = 0,95 – 1,25 %; Si = 1,2 – 1,4 %
ХВГ, С = 0,90 – 1,05 %; Cr = 0,8 – 1,0%; W = 0,8 – 1,0 %;
Mn = 0,80 – 1,10 %.

Особую группу высоколегированных инструментальных сталей составляют быстрорежущие стали, которые имеют высокие показатели износо- и красностойкости (до 600 °С).

Изменения твердости различных материалов, применяемых для изготовления режущего инструмента, показаны на рис 4.10.

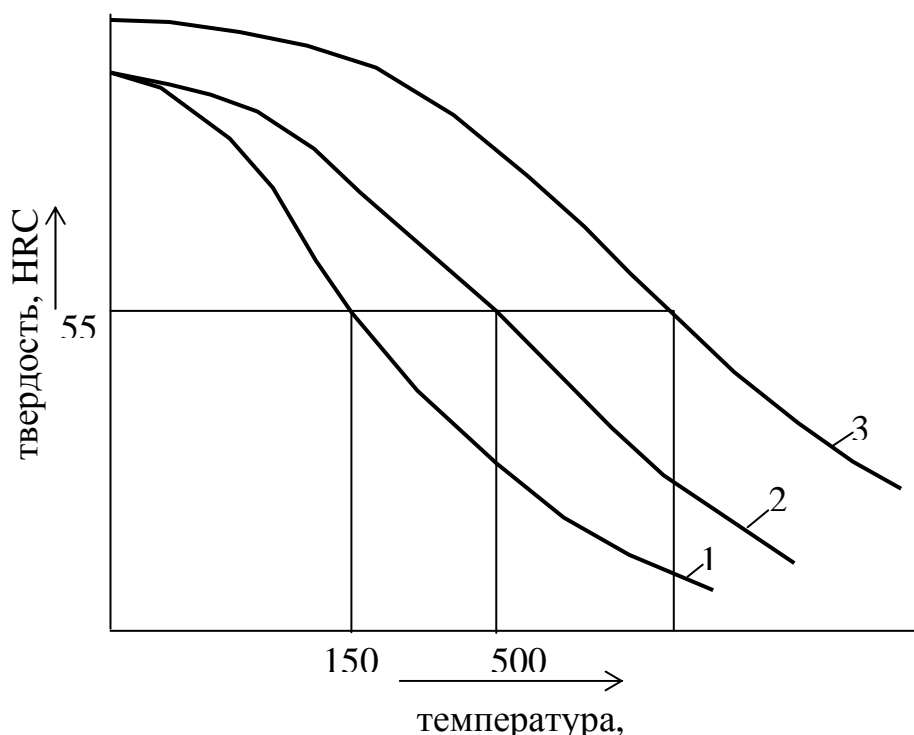


Рис. 4.10. Влияние температуры на твердость материалов:

- 1 – углеродистая инструментальная сталь;
- 2 – быстрорежущая сталь; 3 – твердый сплав

Наиболее распространены следующие марки быстрорежущих сталей (ГОСТ 9373-60).

- 1) P18; W = 17,5 – 19,0 %; Cr = 3,8 – 4,4 %; C = 0,7 – 0,8 %.
- 2) P12; W = 12,0 – 13,0 %; Cr = 3,1 – 3,6 %; C = 0,8 – 0,9 %.
- 3) P9; W = 8,5 – 10,0 %; Cr = 3,8 – 4,4 %; C = 0,85 – 0,95 %.

4.4.5.1. Стали со специальными свойствами

К этой группе относятся нержавеющие, жаропрочные, жаро- и коррозионноустойчивые, кислупорные, с особыми магнитными и электрофизическими свойствами и др.

4.4.5.1.1. Нержавеющие стали

Железо и углеродистые стали обладают низкой коррозионной устойчивостью. При введении в сталь хрома в количествах, превышающих 12%, коррозионная стойкость резко увеличивается. При этом электрохимический потенциал приобретает положительное значение (рис. 4.11).

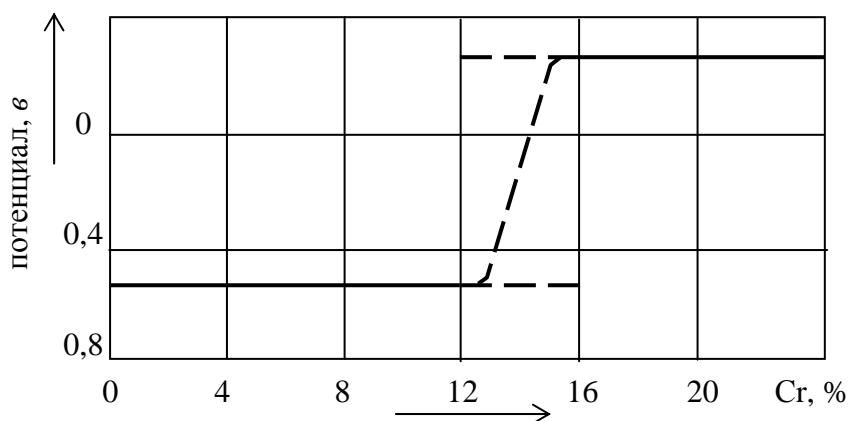


Рис. 4.11. Изменение потенциала в железохромистых сплавах

В зависимости от содержания легирующих элементов нержавеющие стали можно подразделить на:

- хромистые:

3X13: C = 0,3 %; Cr = 12 – 14 %.

4X13: C = 0,4 %; Cr = 12 – 14 %.

X14: C ≤ 0,15 %; Cr = 13 – 15 %.

X17: C ≤ 0,12 %; Cr = 16 – 18 %.

ОХТ: C ≤ 0,08 %; Cr = 16 – 18 %.

Это нержавеющие стали ферритного, мартенситно-ферритного и мартенситного классов.

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СТАЛИ ДОСТИГАЕТСЯ ДОБАВКОЙ КРЕМНИЯ, ХРОМА (БОЛЕЕ 12 %) И АЛЮМИНИЯ. ОКСИДНЫЕ ПЛЕНКИ ЭТИХ ЭЛЕМЕНТОВ, ОБРАЗУЮЩИЕСЯ НА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ, ПРЕДОХРАНЯЮТ ЕЕ ОТ ОКИСЛЕНИЯ.

- хромоникелевые:

X18Н9: C ≤ 0,12 %; Cr = 17,0 – 19,0 %; Ni = 8 – 10 %.

X18Н9Т: C < 0,12 %; Cr = 17 – 19 %; Ni = 8 – 10 %; Ti = 0,7 – 0,9 %.

X17Г9АН4: C < 0,12 %; Mn = 8 – 10 %; Cr = 16 – 18 %; Ni = 3,5 – 4,5 %.

Введение никеля и других элементов, являющихся γ – стабилизаторами, делает возможным получение в стали аустенитной структуры при комнатной температуре.

ГЛАВА 5. ЧУГУН, ЕГО СВОЙСТВА И НАЗНАЧЕНИЕ

Чугунами называются железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14 % С. Углерод, входящий в Fe-C сплавы, в частности, в чугуны, может находиться в двух формах:

- связанный углерод Fe_3C – цементит;
- свободный углерод C – графит.

Присутствие эвтектики в структуре чугуна (см. рис. 4.4) ограничивает его применение только в качестве литейного сплава.

Углерод имеет малую прочность и невысокую пластичность, поэтому объемы, занятые графитом, можно условно считать пустотами. Условия образования графита и цементита различны. В зависимости от них структура чугуна может сформироваться из аустенита + графита (излом имеет серый цвет и чугун называется серым) или аустенита + цементита (излом имеет светлый вид и чугун называется белым). Если исходить из величины свободной энергии (рис. 5.1), то более устойчивой является структура аустенит + графит. Однако для образования графита необходима глубокая диффузия углерода в железе. Это оказывается возможным лишь при очень малых скоростях охлаждения.

Структура аустенит + цементит имеет более высокую свободную энергию по сравнению с системой аустенит + графит и поэтому термодинамически менее выгодна. Однако для образования цементита не требуется длительной и глубокой диффузии, так как химический состав цементита весьма близок к составу аустенита, и смесь А + Ц успевает образоваться при быстром охлаждении расплава.

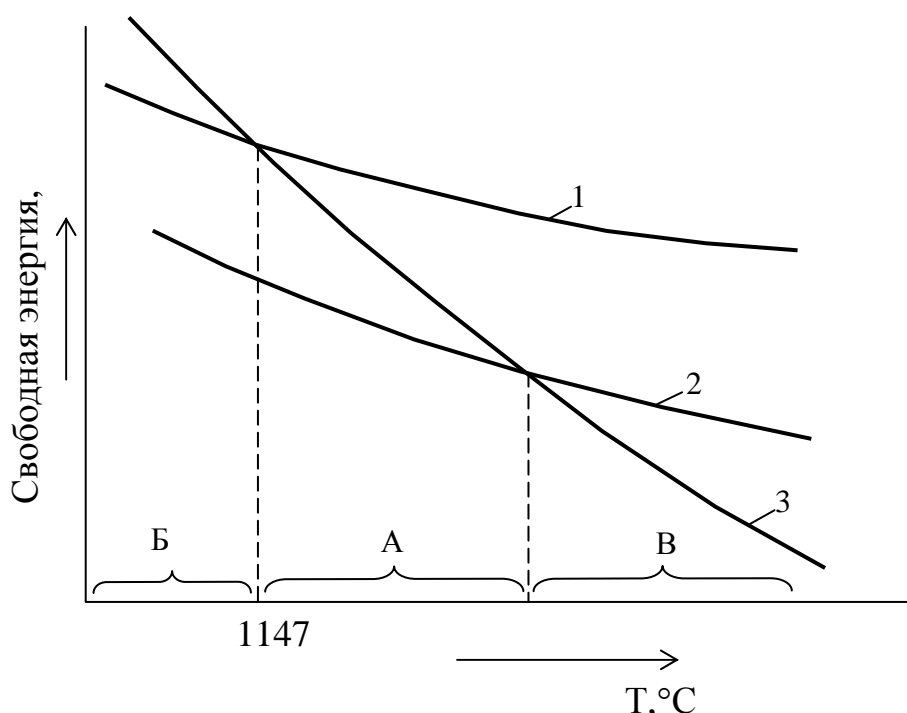


Рис. 5.1. Свободная энергия образования железа и Fe-C сплавов:

- 1 – образования структуры аустенит + цементит;
- 2 – аустенит + графит; 3 – свободное железо

На поле графита, показанном на рис. 5.1, приведены зоны А, Б, В.



Это превращение происходит при медленном охлаждении в интервале температур 1153 – 1147 °С.

Зона Б: при быстром охлаждении кристаллизации идет при температурах, меньших 1147 °С



С этих условиях графит не успевает образоваться.

Зона В: в условиях неравномерного охлаждения образуются графит и цементит.

В зависимости от формы выделения углерода чугун подразделяется на следующие виды:

1) белый чугун.

В процессе кристаллизации весь углерод выделяется в связанном состоянии, в основном, в форме цементита Fe_3C . Согласно диаграмме Fe – Fe_3C структура сплава с $\text{C} = 3,7\%$ состоит из перлита, ледебурита и вторичного цементита. Чугун обладает большой твердостью, в изломе имеет белый цвет и металлический блеск.

2) серый чугун.

При кристаллизации углерод выделяется, в основном, в форме графита, вследствие чего излом чугуна имеет серый цвет. В зависимости от структуры серый чугун подразделяется на:

а) ферритный, в котором $\text{C}_{\text{связ.}} = 0$, а структура состоит из феррита и графита (рис. 5.2);

б) ферритно-перлитный чугун, в котором $\text{C}_{\text{связ.}} = 0,02 - 0,8\%$; $\text{C}_{\text{своб.}} = \text{C}_{\text{общ.}} - \text{C}_{\text{связ.}}$. По количеству связанного углерода и структуре металлической основы серый чугун аналогичен доэвтектоидной стали;

в) перлитный чугун, содержащий $\text{C}_{\text{связ.}} = 0,75 - 0,85\%$;

$\text{C}_{\text{своб.}} = \text{C}_{\text{общ.}} - \text{C}_{\text{связ.}} = 2,9\%$.

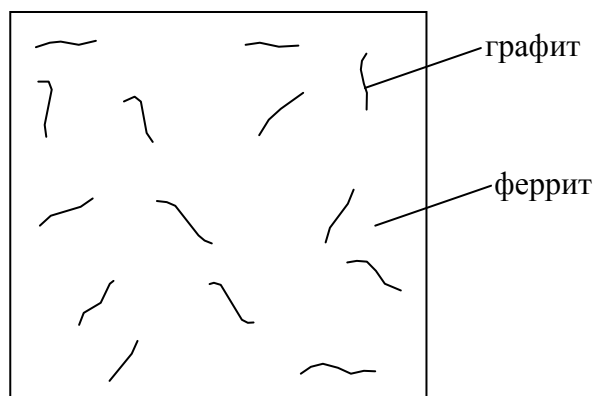


Рис. 5.2. Структура ферритного серого чугуна, х 100

По структуре перлитный чугун подобен эвтектоидной стали, пронизанной пластинками графита.

г) перлитно-цементитный чугун, содержащий $C_{\text{связ.}} = 0,85 - 2,0 \%$;

$$C_{\text{своб.}} = C_{\text{общ.}} - C_{\text{связ.}}$$

Структура перлитно-цементитного чугуна аналогична строению заэвтектоидной стали, пронизанной графитными включениями пластинчатого типа.

В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОСТОЯНИЯ УГЛЕРОДА В ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВАХ И ФОРМЫ ГРАФИТА РАЗЛИЧАЮТСЯ БЕЛЫЕ, СЕРЫЕ, КОВКИЕ И ВЫСОКОПРОЧНЫЕ ЧУГУНЫ. МЕТАЛЛИЧЕСКАЯ ОСНОВА ЧУГУНОВ МОЖЕТ БЫТЬ ФЕРРИТНОЙ, ФЕРРИТНО-ПЕРЛИТНОЙ И ПЕРЛИТНО-ЦЕМЕНТИТНОЙ.

5.1. Образование графита в чугуне

Стабильная графитная фаза в чугуне может формироваться в результате непосредственного выделения его из жидкого раствора или вследствие распада предварительно образовавшегося цементита.

Образование графита в сплавах железа с углеродом называется графитизацией. Кристаллы первичного графита имеют сложную форму сильно искривленных лепестков, растущих из одного центра.

На диаграмме состояния системы железо – графит все линии располагаются несколько выше соответствующих линий диаграммы железо – цементит. При температуре 1153°C образуется графитная эвтектика, состоящая из аустенита и графита по реакции:



При температуре 738°C протекает эвтектоидное превращение по реакции:



По линии $E'S'$ из аустенита выделяется вторичный графит. Графит образуется при малой скорости охлаждения. Образованию и росту графитовых зародышей способствуют различные включения, содержащиеся в жидком чугуне. Кремний является элементом, способствующим графитизации, и его количество в сером чугуне зависит от толщины стенок отливки, скорости охлаждения. Марганец способствует образованию отбела в чугунных отливках и препятствует графитизации. Скорость охлаждения оказывает существенное влияние на графитизацию. При одинаковом химическом составе чугуна, меняя скорость охлаждения сплава, можно получить чугун, в котором углерод может быть как в форме цементита, так и в форме графита. При высокой скорости охлаждения образуется цементит, при замедленном охлаждении – графит.

В сером чугунае графит, в основном, образуется в период кристаллизации из жидкого состояния. Вторичный графит, образующийся при распаде аустенита, наслаивается на ранее образовавшийся графит из жидкой фазы, увеличивая его размеры. Графитизация может происходить и в твердом состоянии, так как при высоких температурах цементит неустойчив, и в нем начинается процесс распада на феррит и графит при температуре ниже 738°С или на аустенит и графит при высокой температуре.

5.2. Серый чугун, формирование структуры и свойств

Металлическую основу чугуна можно рассматривать как сталь, пронизанную пластинками графита, играющими роль надрезов, приводящих к существенному снижению механических свойств. Совокупность основных свойств серого чугуна определяется, главным образом, следующими факторами:

1) структурой металлической основы чугуна, которая, как правило, зависит от количества связанного углерода. С его увеличением возрастает твердость чугуна. Практическое применение получили ферритный, ферритно-перлитный, перлитный чугуны и в ряде случаев перлитно-цементитные чугуны. Формирование структуры чугунов во многом зависит и от скорости охлаждения.

2) количеством, формой и распределением в металлической основе графитовых включений. Графит резко снижает прочность и пластичность серого чугуна. Чем больше графита в чугуне и крупнее его включения, тем ниже уровень прочностных и пластических характеристик металла. Механические свойства во много зависят от формы включений графита, которая может быть пластинчатой, завихренной, хлопьевидной, шаровидной и др.

Если пластинки графита играют роль надрезов и являются концентраторами напряжений, то при завихренной, хлопьевидной и шаровидной формах возможность концентрации напряжений вокруг графитовых включений снижается, прочность и пластичность при этом повышаются.

Механические свойства чугунов с различной формой включений графита при перлитной металлической основе приведены в табл. 5.1.

Таблица 5.1

Механические свойства серых чугунов в зависимости от формы графита

Механические свойства	Форма графита		
	пластинчатая	хлопьевидная	шаровидная
Предел прочности при растяжении, кгс/мм ²	25 – 32	40 – 60	60 – 80
Относительное удлинение, %	0,2	1 – 4	1 – 6

Наряду с отрицательным воздействием на механические свойства серого чугуна наличие графита в структуре оказывает положительное влияние на некоторые технологические и физические характеристики металла:

- улучшается обрабатываемость;
- снижается коэффициент трения;
- усиливается чувствительность к концентрации напряжений;
- склонность к гашению колебаний.

По сравнению со сталями серые чугуны имеют лучшие литейные свойства: высокую жидкотекучесть, меньшую и химическую неоднородность.

СЕРЫЕ ЧУГУНЫ ОБЛАДАЮТ ВЫСОКИМИ ЛИТЕЙНЫМИ, АНТИФРИКЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ, МАЛОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬЮ К КОНЦЕНТРАТОРАМ НАПРЯЖЕНИЙ, ВИБРОУСТОЙЧИВОСТЬЮ, НЕВЫСОКОЙ СТОИМОСТЬЮ.

Наиболее широкое применение получили доэвтектические чугуны с содержанием углерода 2,5 – 3,9 %. При более высоких содержаниях в чугуне углерода образуется большее количество графита и тем ниже его механические свойства. Структура чугуна в отливках зависит от химического состава сплава и скорости охлаждения его от температуры заливки до комнатной. Кремний способствует графитизации. Кроме того, его действие аналогично замедлению скорости охлаждения. Путем изменения содержания углерода и кремния, а также варьируя скоростью охлаждения, можно получать различные структуры металлической основы чугуна. Структурная диаграмма для чугунов, построенная в координатах: сумма углерода и кремния по вертикальной оси и толщина стенки отливки по горизонтальной оси, показана на рис. 5.3.

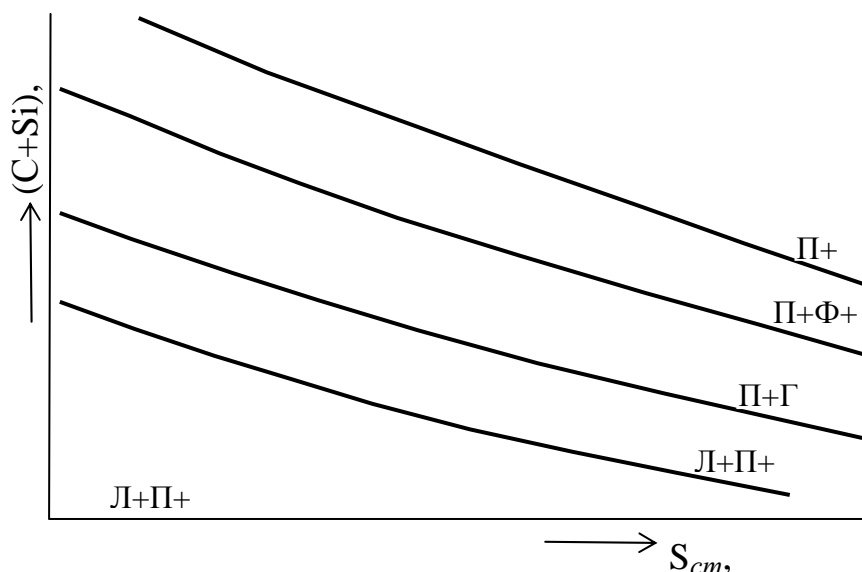


Рис. 5.3. Структурная диаграмма для чугунов

5.2.1. Марки серых чугунов, состав и механические свойства

В серых чугунах доэвтектического состава содержится до 3,9 % углерода, 1,99 – 2,5 % кремния, 0,5 – 0,8 % марганца, до 0,3 % фосфора и до 0,15 % серы. Согласно ГОСТ 1412-85 серые чугуны маркируются буквами С – серый и Ч – чугун. Цифра, стоящая после буквенных обозначений, указывает среднее значение величины предела прочности при растяжении. Серые чугуны по структуре, свойствам и применению распределяются на следующие группы:

- ферритные СЧ 10, СЧ 15;
- ферритно-перлитные СЧ 20, СЧ 25.

Структура этих чугунов состоит из перлита, феррита и графита крупнопластинчатого или средней величины.

Ферритные и ферритно-перлитные чугуны применяются для деталей малоответственного назначения.

- Перлитный чугун СЧ 30, СЧ 35 применяют для отливок ответственного назначения. Структура этого чугуна состоит из мелкопластинчатого перлита с тонкими завихренными включениями графита. Механические свойства и марки серых чугунов приведены в табл. 5.2.

Таблица 5.2

Механические свойства и марки серых чугунов (ГОСТ 1412-85)

Предел прочности при растяжении, кгс/мм ²	Твердость по Брюнеллю, кгс/мм ²	Предел прочности при изгибе, кгс/мм ²	Марка серого чугуна
10	143 – 229	28	СЧ 10
15	163 – 229	32	СЧ 15
20	170 – 229	40	СЧ 20
25	170 – 241	46	СЧ 25
30	181 – 250	50	СЧ 30
35	197 – 269	55	СЧ 35

Чугуны марок СЧ 40, СЧ 45 получают методом модифицирования графитизирующими модификаторами.

ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРЫ В ОТЛИВКАХ ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА С РАЗЛИЧНЫМИ ТОЛЩИНАМИ СТЕНОК С МЕЛКОДИСПЕРСНЫМ ГРАФИТОМ ПРИМЕНЯЕТСЯ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПУТЕМ ДОБАВКИ В ЖИДКИЙ ЧУГУН МОДИФИКАТОРОВ 75%-ГО ФЕРРОСИЛИЦИЯ, СИЛИКОКАЛЬЦИЯ В КОЛИЧЕСТВЕ 0,3 – 0,8 % (ПО МАССЕ).

5.3. Высокопрочные чугуны с шаровидным графитом, марки, состав и свойства

Высокопрочные чугуны с шаровидным графитом имеют ряд положительных особенностей:

- шаровидная форма включений графита не оказывает сильного надрезающего действия на металлическую основу;
- возможность в широких пределах изменять структуру металлической основы (ферритная, перлитная, сорбитная, мартенситная и др.), следовательно, получать чугун с различными физическими, механическими и литейными свойствами.

Шаровидная форма включений графита получается в чугуне введением в расплав небольших количеств магния, церия, иттрия или комплексных модификаторов, выплавленных на их основе. При этом увеличиваются прочностные свойства и существенно повышаются характеристики пластичности. Под действием модификатора графит кристаллизуется не в пластинчатой, а в шаровидной форме. Шаровидный графит, имея минимальную поверхность, в меньшей степени ослабляет металлическую основу чугуна. Чугуны с шаровидной формой графита имеют следующий состав: углерод 3,0 – 3,6 %, кремний 1,6 – 2,9 %, марганец 0,3 – 0,7 %, сера – менее 0,10 %, фосфор – менее 0,10 %.

Высокопрочный чугун с шаровидной формой графита маркируется буквами В – высокопрочный, Ч – чугун. После буквенного обозначения следует цифра, указывающая величину предела прочности при растяжении, кгс/мм² (ГОСТ 7293-85): ВЧ 35, ВЧ 40, ВЧ 45, ВЧ 50, ВЧ 70, ВЧ 80, ВЧ 100. Отливки из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, полученные модифицированием серого чугуна магнием или РЗМ, широко применяются в автомобилестроении для коленчатых валов, в химическом и нефтяном машиностроении – для корпусов насосов и задвижек и др.

Марки высокопрочных чугунов и уровень их механических свойств приведены в табл. 5.3.

При термической обработке предел прочности при растяжении повышается до 120 – 140 кгс/мм² с сохранением достаточно высоких пластических свойств.

Большое влияние на механические свойства чугунов с шаровидной формой включений графита оказывают углерод, кремний, марганец и фосфор. Содержание углерода находится в пределах 3,0 – 3,5 %. Марганец повышает прочность и снижает пластичность чугуна. Особенно сильное влияние на снижение пластичности оказывает фосфор. Повышение его содержания с 0,05 % до 0,2 % вызывает уменьшение относительного удлинения у чугуна с ферритной структурой с 10 – 15 % до 4 – 6 %.

Таблица 5.3

Марки и механические свойства высокопрочных чугунов (ГОСТ 7293-85)

Марка чугуна	Предел прочности при растяжении, кгс/мм ²	Условный предел текучести, кгс/мм ²	Относительное удлинение, %	Ударная вязкость, кгс.м/см ²	Твердость по Бринеллю, кгс/мм ²
	не менее				
ВЧ 35	35	24	17	6,0	140 – 170
ВЧ 40	40	28	12	4,0	140 – 200
ВЧ 45	45	33	5	3,0	160 – 220
ВЧ 50	50	38	2	2,0	180 – 160
ВЧ 60	60	40	2	2,0	200 – 280
ВЧ 70	70	40	3	3,0	229 – 275
ВЧ 80	80	50	3	2,0	220 – 300
ВЧ 100-4	100	70	4	3,0	302 – 369

ЧУГУН С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ ИМЕЕТ ДОСТАТОЧНО ВЫСОКИЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, НЕ УСТУПАЮЩИЕ ЛИТОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, СОХРАНЯЯ ВЫСОКИЕ ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА, ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ.

5.4. Ковкий чугун, марки, состав и свойства

Ковким чугуном называются отливки, изготовленные из белого чугуна, которые после отжига в результате графитизации и частичного обезуглероживания из твердых и хрупких становятся легкообрабатываемыми и пластичными. Термин «ковкий» чугун получил условно вследствие появления пластичности. Процессамковки этот чугун не подвергается, и изделия из него получают только литьем. Получение отливок из ковкого чугуна осуществляется в два этапа:

- получение отливок из белого чугуна;
- отжиг отливок из белого чугуна.

В зависимости от условий и режима отжига структура ковкого чугуна может иметь ферритную, перлитную или смешанную металлическую основу с включениями хлопьевидного графита (углерода отжига). Эта форма графита является одним из факторов повышения прочности и появления пластических свойств ковкого чугуна.

Химический состав ковкого чугуна характеризуется более узкими пределами по содержанию элементов: углерод – 2,5 - 2,8 %; кремний – 1,0 - 1,2% марганец – 0,45 - 0,55%; фосфор 0,2%, сера – 0,12 - 0,15%. При этом составе обеспечивается на первом этапе получение отливок из белого чугуна со структурой

перлит + ледебурит. Для получения заданной структуры металла на втором этапе проводится отжиг, в результате которого распадается структуросвободный и эвтектоидный цементит. Отжиг ковкого чугуна проводится по графику, приведенному на рис. 5.4.

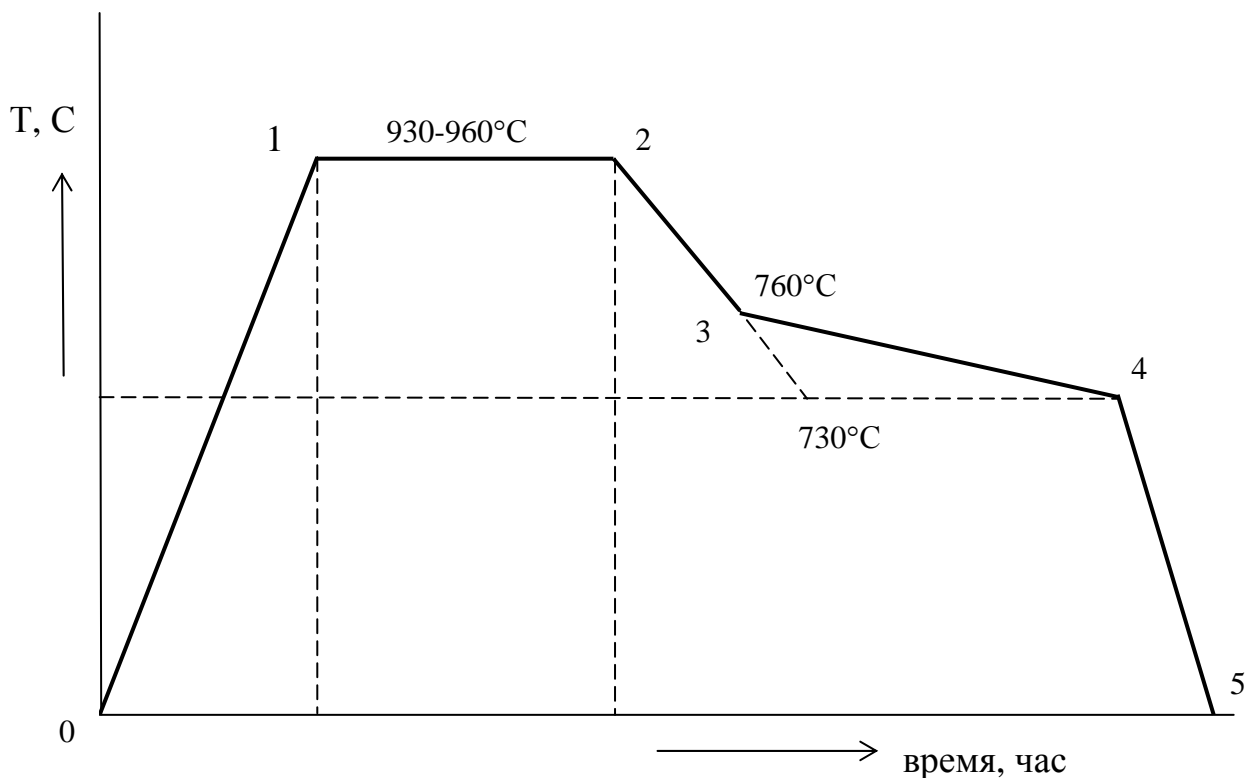
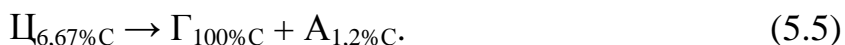


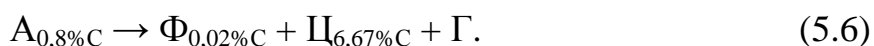
Рис. 5.4. График режима ковкого чугуна:

- 0-1 – нагрев; 1-2 – I стадия графитизации;
- 2-3 – охлаждение; 3-4 – II стадия графитизации;
- 4-5 – окончание охлаждения

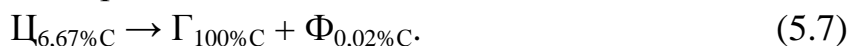
На первой стадии графитизации, проводимой при температурах 930-960°C, происходит распад цементита:



При медленном охлаждении до 730°C растворимость углерода (C=1,2%) в аустените будет уменьшаться и произойдет выделение вторичного цементита. Этот процесс называется промежуточной стадией графитизации. Углерода в аустените остается 0,8%.



В результате длительного пребывания при температурах 730 - 760°C вторичный цементит распадается по реакции:



Формирование структуры в этот период отжига называется второй стадией графитизации.

Процессы изменения структуры при отжиге на ферритный ковкий чугун показаны на схеме, приведенной на рис. 5.5.

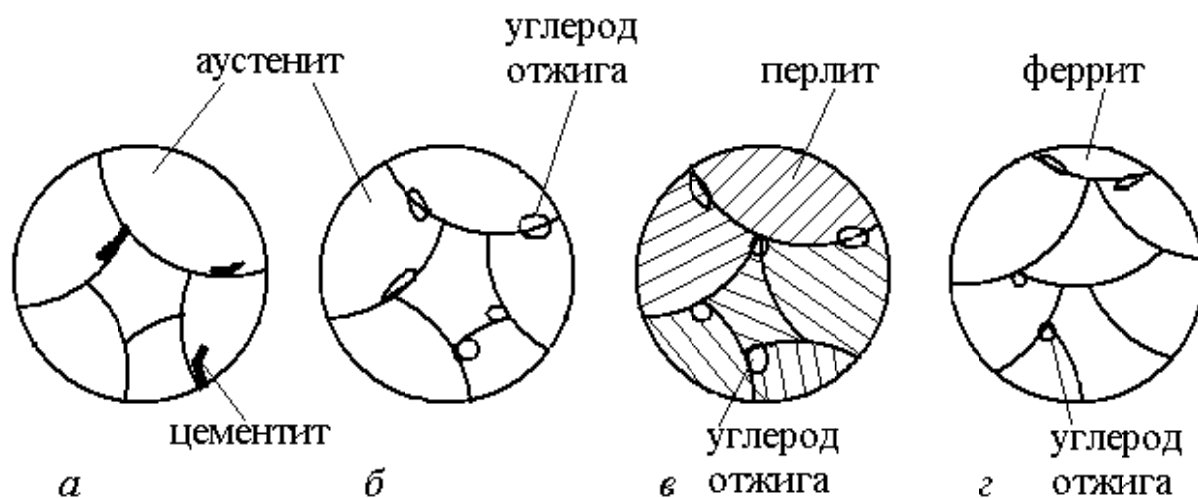


Рис. 5.5. Механизм формирования структуры при отжиге на ферритный ковкий чугун:

- а* – структура при нагреве до 930 - 960°C (т.1, рис. 5.4);
- б* – структура после выдержки при 930 - 960°C (т.2, рис. 5.4);
- в* – перлитное превращение в интервале 730°C (т.3, рис. 5.4);
- г* – структура феррита и углерода отжига.

Маркировка ковких чугунов имеет буквенно-цифровое обозначение и приведена в табл. 5.4.

Таблица 5.4

Марки и механические свойства ковких чугунов (ГОСТ 1215-59)

Марка ковкого чугуна	Предел прочности при растяжении, кгс.мм ²	Относительное удлинение, %, не менее	Твердость по Бринеллю, кгс/мм ² , не менее
А. Ферритные			
КЧ 30-6	30	6	163
КЧ 33-8	33	8	163
КЧ 35-10	35	10	163
КЧ 37-12	37	12	163
Б. Перлитные			
КЧ 45-6	45	6	241
КЧ 50-4	50	4	241
КЧ 56-4	56	4	269
КЧ 60-3	60	3	269
КЧ 63-2	63	2	269

Ковкий чугун маркируется буквами: К – ковкий, Ч – чугун. Первые две цифры, стоящие после букв, означают предел прочности при растяжении, вторые – относительное удлинение. Ковкий чугун применяется для отливок, работающих при знакопеременных ударных и вибрационных нагрузках: ступицы, крюки, скобы и др.

КОВКИЙ ЧУГУН ИМЕЕТ ПОНИЖЕННОЕ СОДЕРЖАНИЕ УГЛЕРОДА И КРЕМНИЯ, ЧТО СПОСОБСТВУЕТ ПОВЫШЕНИЮ ПЛАСТИЧНОСТИ, ТАК КАК ИСКЛЮЧАЕТСЯ ВЫДЕЛЕНИЕ ПЛАСТИНЧАТОГО ГРАФИТА В СТРУКТУРЕ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ ОТЛИВОК.

5.5. Чугун с вермикулярной формой графита, марки, основные свойства

В последние годы все более широкое применение в качестве конструкционного материала находит чугун с вермикулярной формой графита. Особенностью этого чугуна является наличие в структуре шаровидного графита в количестве, не превышающем 40% от общего содержания. Это делает возможным формирование разнообразных структур металлической основы: феррито-перлитной, перлитно-сорбитной с различными литейными и механическими свойствами. Чугун с вермикулярной формой графита маркируется буквами Ч – чугун, В – вермикулярный, Г – графит. После буквенного обозначения следует цифра, указывающая значение предела прочности при растяжении, кгс/мм² (ГОСТ 28394-89): ЧВГ 30, ЧВГ 35, ЧВГ 40, ЧВГ 45.

Марки чугунов с вермикулярной формой графита и значения механических свойств приведены в табл. 5.5.

Таблица 5.5

Марки и механические свойства чугунов с вермикулярным графитом

Марки	Предел прочности при растяжении, кгс/мм ²	Относительное удлинение, %, не менее	Твердость по Бринеллю, кгс/мм ² , не менее
ЧВГ 30	30	3,0	130 – 180
ЧВГ 35	35	2,0	140 – 190
ЧВГ 40	40	1,5	170 – 220
ЧВГ 45	45	0,8	190 – 250

Отливки из чугунов с вермикулярной формой графита находят применение в авто- и тракторостроении, судостроении и дизелестроении, транспортном и энергетическом машиностроении, в качестве деталей, работающих при повышенных циклических нагрузках.

5.6. Антифрикционные чугуны, марки и основные свойства

Отливки из антифрикционных чугунов применяются для изготовления деталей, работающих в узлах трения уменьшения коэффициента трения. Уровень антифрикционных свойств чугунов определяется соотношением феррита и перлита в металлической основе, количеством и формой графита.

Марки, свойства и характер структуры антифрикционных чугунов приведены в табл. 5.6 (ГОСТ 1585-85).

Таблица 5.6

Антифрикционные чугуны

Марка чугуна	Форма графита	Структура	Твердость по Бринеллю, кгс/мм ²	Примечание
1	2	3	4	5
АЧС-1	Пластинчатая	Перлитная	180 – 241	Легирован хромом и медью (0,8 – 1,6 %)
АЧС-2	Пластинчатая	Перлитная	180 – 220	Легирован хромом, никелем (по 0,3 %), титаном (0,1 %) и медью (0,4 %)
АЧС-3	Пластинчатая	Перлитно-ферритная	160 – 190	Легирован хромом, никелем (0,03 – 0,1%) и медью (0,3 – 0,5%)
АЧС-4	Пластинчатая	Перлитная	180 - 229	Легирован сурьмой (0,04-0,4%)
АЧС-5	Пластинчатая	Аустенитная	180 – 290	Легирован марганцем (7,5 – 12,5%) и алюминием (0,4 – 0,8%)
АЧС-6	Пластинчатая	Перлитная (пористая)	100 – 200	Легирован свинцом (0,5 – 1,0 %) и фосфором (0,8%). Магния – 0,03 – 0,08 %
АЧВ-1	Шаровидная	Перлитная	180 – 229	
АЧВ-2	Шаровидная	Перлитно-ферритная	167 – 197	Магния - 0,03–0,08 % Легирован медью
АЧК-1	Хлопьевидная	Перлитная	187 – 229	
АЧК-2	Хлопьевидная	Перлитно-ферритная	167 – 197	Марганца - 0,3 – 0,6%

ГЛАВА 6. ОСНОВЫ ТЕОРИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Термическая обработка стали, проводимая для получения ею необходимых свойств, основана на фазовых превращениях, происходящих в стали в твердом состоянии при изменении температуры.

Теория термической обработки базируется на следующих основных фазовых и структурных превращениях в сталях:

-превращение перлита в аустенит при медленном нагреве в условиях фазового равновесия по схеме:



- превращение аустенита в перлит при медленном охлаждении в условиях фазового равновесия по схеме:



- превращение аустенита в мартенсит при быстром охлаждении в неравновесных условиях по следующей схеме:



Учитывая, что железоуглеродистый сплав представляет собой сложную физико-химическую систему, ее энергетическое состояние определяется величиной свободной энергии, определяемой по уравнению:

$$F=U-TS, \quad (6.4)$$

где U – полная внутренняя энергия;

T – абсолютная температура;

S – энтропия системы.

Устойчивость системы определяется величиной внутренней энергии. Чем она меньше, тем более устойчива система.

При изменении температуры свободная энергия для различных фаз твердого состояния неодинакова (рис. 6.1).

При температуре 727°C свободная энергия перлитного и аустенитного состояний одинакова ($F_P = F_A$). При температуре, соответствующей точке t_m , свободные энергии аустенитного и мартенситного превращений также равны ($F_A = F_M$). Выше $T = 727^{\circ}\text{C}$ устойчив аустенит (ΔF_1), ниже перлит – (ΔF_2). Левее точки t_m устойчив мартенсит (ΔF_3), правее – аустенит (ΔF_4). Чем меньше свободная энергия, тем быстрее идет превращение. Скорость превращения возрастает также с увеличением ΔF . Основой всех превращений, происходящих в стали при ее нагреве, является стремление системы к минимуму свободной энергии, как показано на рис. 6.2.

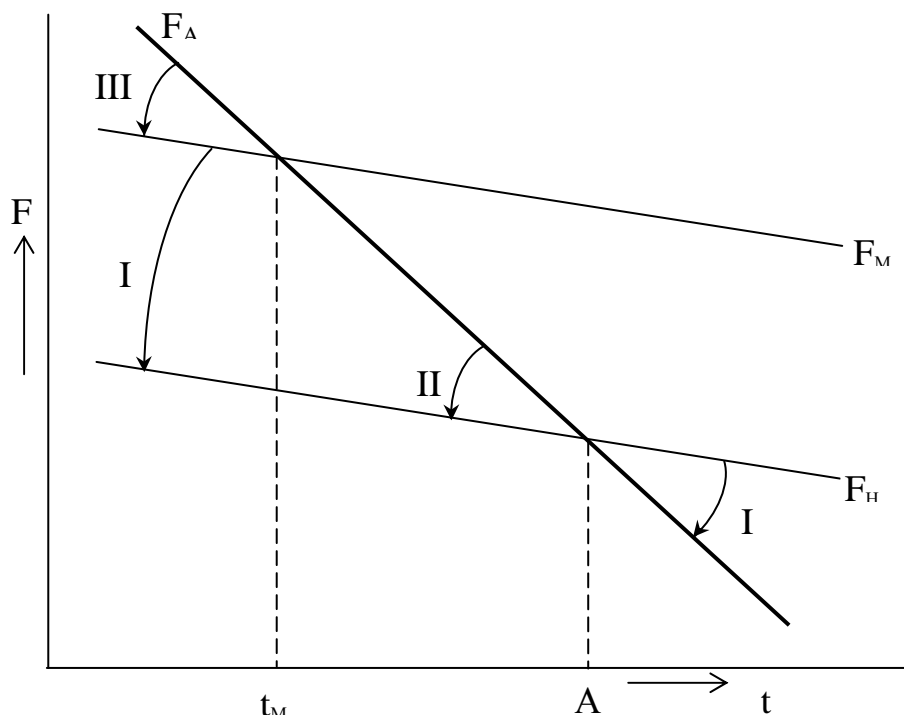


Рис. 6.1. Изменение свободной энергии аустенита (F_A), мартенсита (F_M), перлита ($F_{\text{П}}$), в зависимости от температуры

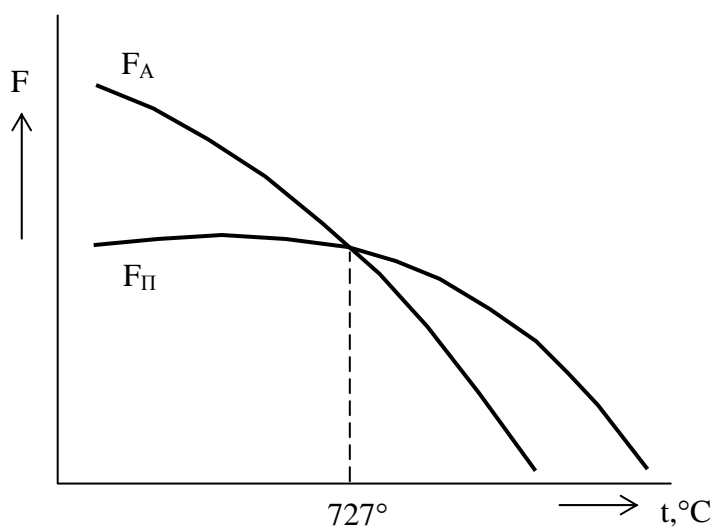


Рис. 6.2. Зависимость свободной энергии аустенита (F_A) и перлита ($F_{\text{П}}$) от изменения температуры

Процесс превращения перлита в аустенит является диффузионным и протекает при медленном нагреве при температуре $A_1 = 727^\circ\text{C}$. в реальных условиях это превращение идет при $t > A_1$ (727°C). Продолжительность превращения определяется величиной ΔF и скоростью диффузии D . При нагреве стали оба фактора (ΔF и D) ускоряют процесс превращения перлита в аустенит. Повышение температуры процесса способствует полиморфному превращению $\text{Fe}_\alpha \rightarrow \text{Fe}_\gamma$ и растворению цементита Fe_3C в аустените; феррит и цементит являются фазовы-

ми составляющими перлита. Повышение скорости нагрева смещает время начала и конца превращения Π ($\Phi + \text{Ц}$) \rightarrow А в область более высоких температур.

Изучение происходящих при нагреве стали фазовых превращений осуществляется с помощью диаграмм изотермического образования аустенита, которая для стали У8 с содержанием $\text{C} = 0,8\%$ приведена на рис. 6.3.

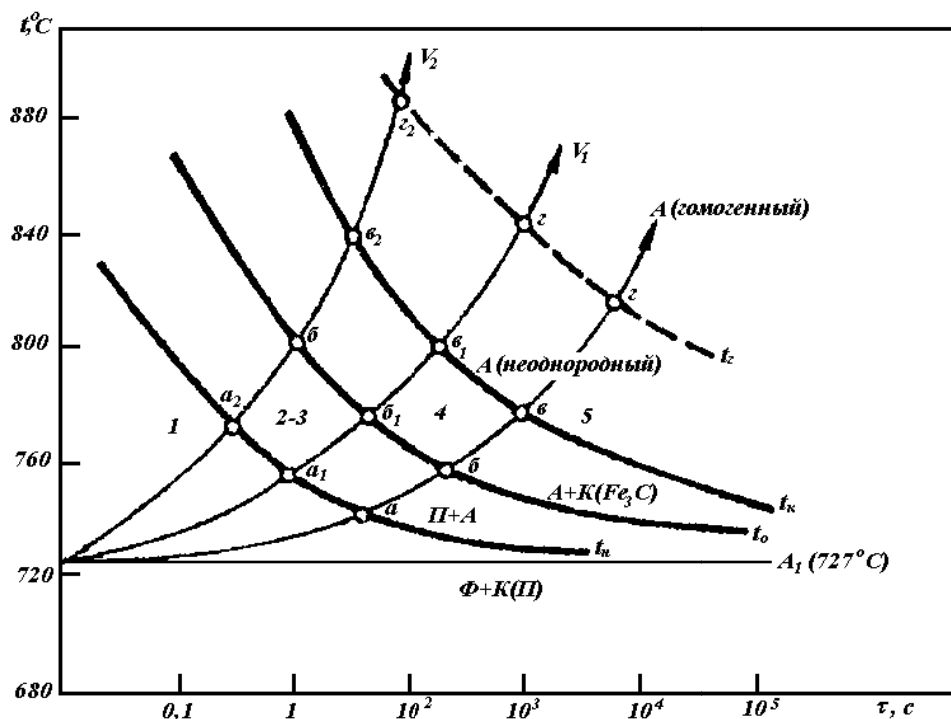


Рис. 6.3. Влияние скорости нагрева на изотермическое образование аустенита:

- кривая t_n – начало превращения перлита в аустенит;
- t_o – окончание превращения перлита в аустенит;
- t_k – растворение цементита в аустените;
- t_z – выравнивание химического состава аустенита (гомогенизация)

Продолжительность превращения определяется скоростью нагрева. При меньшей скорости нагрева V_1 превращение перлита в аустенит происходит при меньших значениях температур (точки a_1, b_1, v_1, g_1) по сравнению с более быстрым нагревом V_2 (точки a_2, b_2, v_2, g_2). С увеличением скорости нагрева V_2 превращение $\Pi \rightarrow A$ ускоряется, так как процесс переходит в область температур, значительно более высоких, чем 727°C .

При нагреве стали с малой скоростью V_1 температуры начала и конца превращения $\Pi \rightarrow A$ снижаются и поэтому уменьшается и скорость превращения. Это объясняется замедлением диффузионных процессов атомов углерода в аустените.

ЗНАЧИТЕЛЬНОМУ УСКОРЕНИЮ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПЕРЛИТА В АУСТЕНИТ СПОСОБСТВУЮТ ПОВЫШЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ВЫШЕ 727°C ВСЛЕДСТВИЕ АКТИВИЗАЦИИ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ И ДИСПЕРСНОСТЬ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ. ЧЕМ ОНА ВЫШЕ, ТЕМ БОЛЬШЕ ЧИСЛО ВОЗНИКАЮЩИХ ЗАРОДЫШЕЙ АУСТЕНИТА.

В доэвтектоидной стали, структура которой сформирована из перлита и феррита, фазовая перекристаллизация заканчивается при температурах, превышающих A_{c3} , при этом феррит растворяется в аустените. При нагреве заэвтектоидной стали выше A_{cm} процесс образования аустенита дополняется растворением вторичного цементита C_{II} .

6.1. Рост зерна аустенита при нагреве стали

Переход двухфазной структуры в однофазную ($P \rightarrow A$) сопровождается измельчением зерна, так как число образовавшихся зародышей новой фазы достаточно велико. После образования аустенита при дальнейшем нагреве стали или увеличении выдержки при данной температуре его зерна растут, стремясь сократить суммарную поверхность при уменьшении свободной энергии системы.

В разных сталях рост зерна аустенита происходит с различной скоростью. Размер зерна, достигнутый в результате нагрева до заданной температуры, сохраняется при последующем охлаждении. Образовавшееся в результате превращения перлита в аустенит зерно называется начальным, или действительным зерном аустенита. Процесс образования и роста зерна аустенита при превращении перлита в аустенит показан на схеме, приведенной на рис. 6.4.

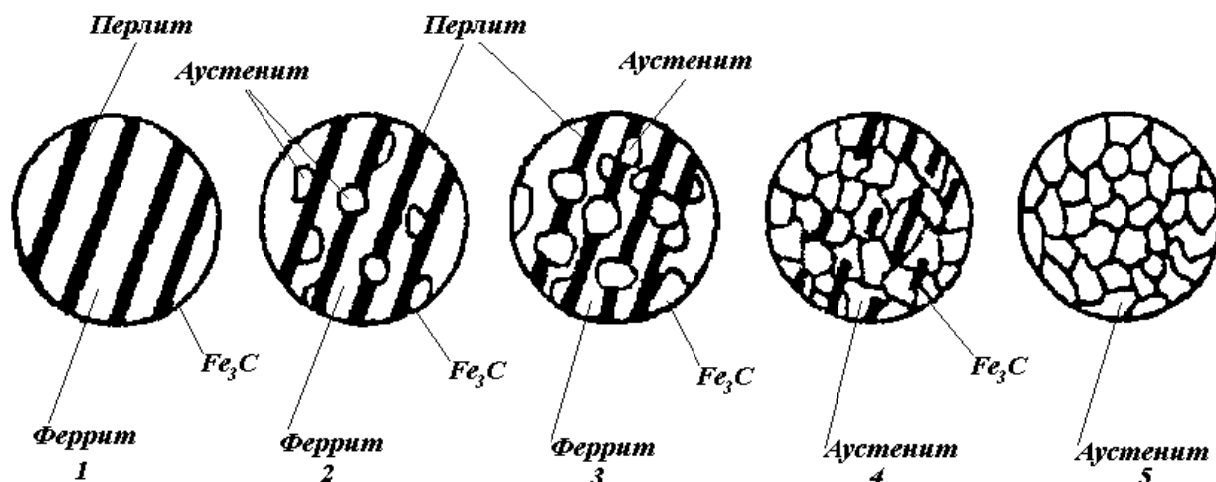


Рис. 6.4. Зарождение зерна аустенита в стали в процессе превращения перлита в аустенит (стадии 1-5)

В зависимости от склонности к росту зерен стали подразделяются на:

- наследственно мелкозернистые;
- наследственно крупнозернистые.

При нагреве стали до A_{c1} и выше наблюдается их разная склонность к росту зерна аустенита. Если зерно растет быстро при незначительном нагреве выше A_{c1} , сталь является наследственно крупнозернистой. В случае роста зерна только при большом перегреве сталь относится к наследственно мелкозернистой.

Влияние температуры нагрева на рост зерна в рассматриваемых группах сталей показано на рис. 6.5.

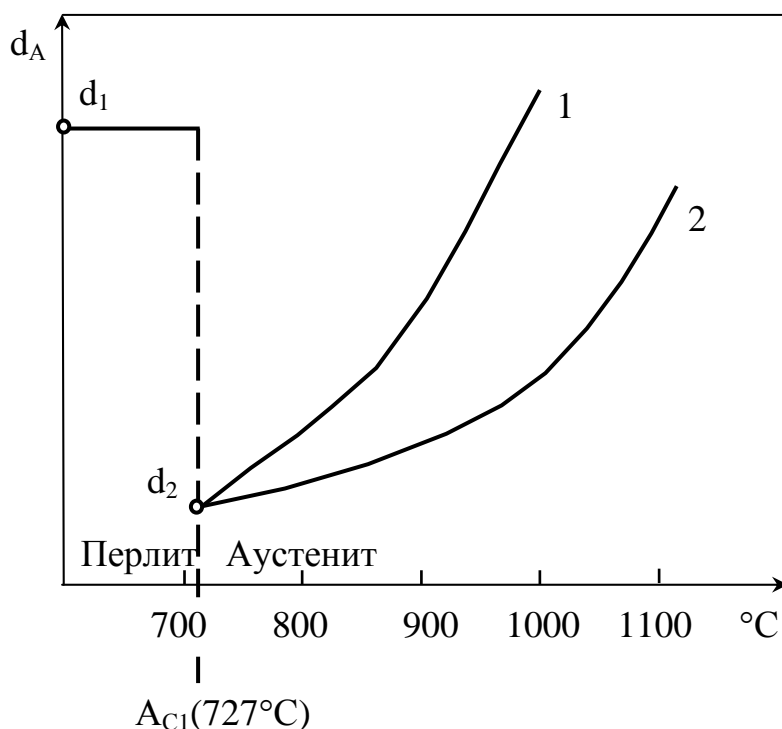


Рис. 6.5. Зависимость размера зерна аустенита наследственно мелкозернистой (2) и наследственно крупнозернистой (1) сталей (С-0,8%) от температуры нагрева:

- d_1 – начальный размер зерна перлита;
- d_2 – начальный размер зерна аустенита

Тип сталей по склонности к росту зерна во многом определяется условиями их раскисления и составом. Раскисление алюминием, введение карбидообразующих легирующих элементов (Mo, W, V) ограничивают рост зерен аустенита вследствие торможения диффузионных процессов. Кипящая сталь, как правило, является наследственно крупнозернистой.

При определении микроструктуры стали различают наследственное и действительное зерно. Наследственное зерно определяет склонность к росту зерна аустенита. Его величина устанавливается путем сопоставления со стандартной шкалой величин зерен, определенных номером по восьмибалльной системе. Наследственно крупнозернистыми являются стали, размер зерна которых соот-

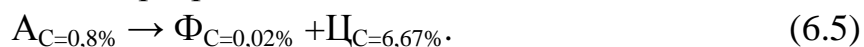
ветствует первым четырем баллам зернистости при температуре 930°C, когда появляется склонность стали к росту зерна,. Стали, размер зерна которых соответствует 5-8 баллам зернистости, относятся к наследственно мелкозернистым.

Действительное зерно определяется методом окисления нагретого в защитной атмосфере металлографического шлифа методом цементации по ферритной или цементитной сетке, травлением границ зерен.

ЧЕМ МЕЛЬЧЕ ДЕЙСТВИТЕЛЬНОЕ ЗЕРНО, ТЕМ ВЫШЕ ПРОЧНОСТНЫЕ (σ_6 , $\sigma_{0,2}$) СВОЙСТВА, ПЛАСТИЧНОСТЬ (δ , Ψ) И УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ (КСУ, КСТ), ТЕМ ВЫШЕ ПРЕДЕЛ ВЫНОСЛИВОСТИ. ВСЕ МЕТОДЫ ОБРАБОТКИ СТАЛИ, ВЫЗЫВАЮЩИЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРНА АУСТЕНИТА, ПОВЫШАЮТ КОНСТРУКТИВНУЮ ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ.

6.2. Изотермическое превращение переохлажденного аустенита

Сталь, нагретая до аустенитного состояния (выше A_{C_3} – доэвтектоидная, выше A_{C_m} – заэвтектоидная), может быть охлаждена до комнатной температуры по различным режимам. При медленном охлаждении в условиях равновесия при 727°C происходит перлитное превращение:



Этот процесс начинается при понижении температуры ниже 727°C на определенную величину, при которой свободная энергия перлита оказывается меньше свободной энергии аустенита. При охлаждении стали, нагретой до аустенитного состояния, до температуры ниже 727°C с интервалом в 50 – 100°C аустенит становится метастабильным и претерпевает превращение, величину которого определяют с помощью дилатометрического и магнитометрического методов, с помощью микроскопа, измерения микротвердости и другими методами.

Кинетические кривые, построенные в координатах «время – процент превращения аустенита», приведены на рис. 6.6 а, б. Точки H_1 , H_2 и H_3 показывают начало превращения при температурах t_1 , t_2 и t_3 соответственно, точки K_1 , K_2 , K_3 – конец превращения при тех же температурах. Соединяя точки H_1 , H_2 , H_3 и K_1 , K_2 , K_3 , получим кривые начала и конца превращения аустенита, построенные в координатах «время – температура». Линии M_H и M_K показывают начало и конец мартенситного превращения. Область переохлаждения, находящаяся левее кривой точки перегиба H_2 (рис. 6.6 б), в которой в течение некоторого промежутка времени аустенитного превращения не происходит, определяет величину инкубационного периода, характеризующую устойчивость переохлажденного аустенита.

Возрастание величины переохлаждения способствует уменьшению устойчивости аустенита, которая при достижении определенной температуры стано-

вится минимальной, а затем существенно возрастает. В области, лежащей между линиями H_1, H_2, H_3 и K_1, K_2, K_3 , происходит распад аустенита с образованием феррита и цементита, являющихся более стабильными фазами при температуре, меньшей 727°C . Устойчивость аустенита, скорость его превращения при определенных степенях переохлаждения зависит, в первую очередь, от скорости образования и роста феррита и цементита, определяемых скоростью процессов диффузии.

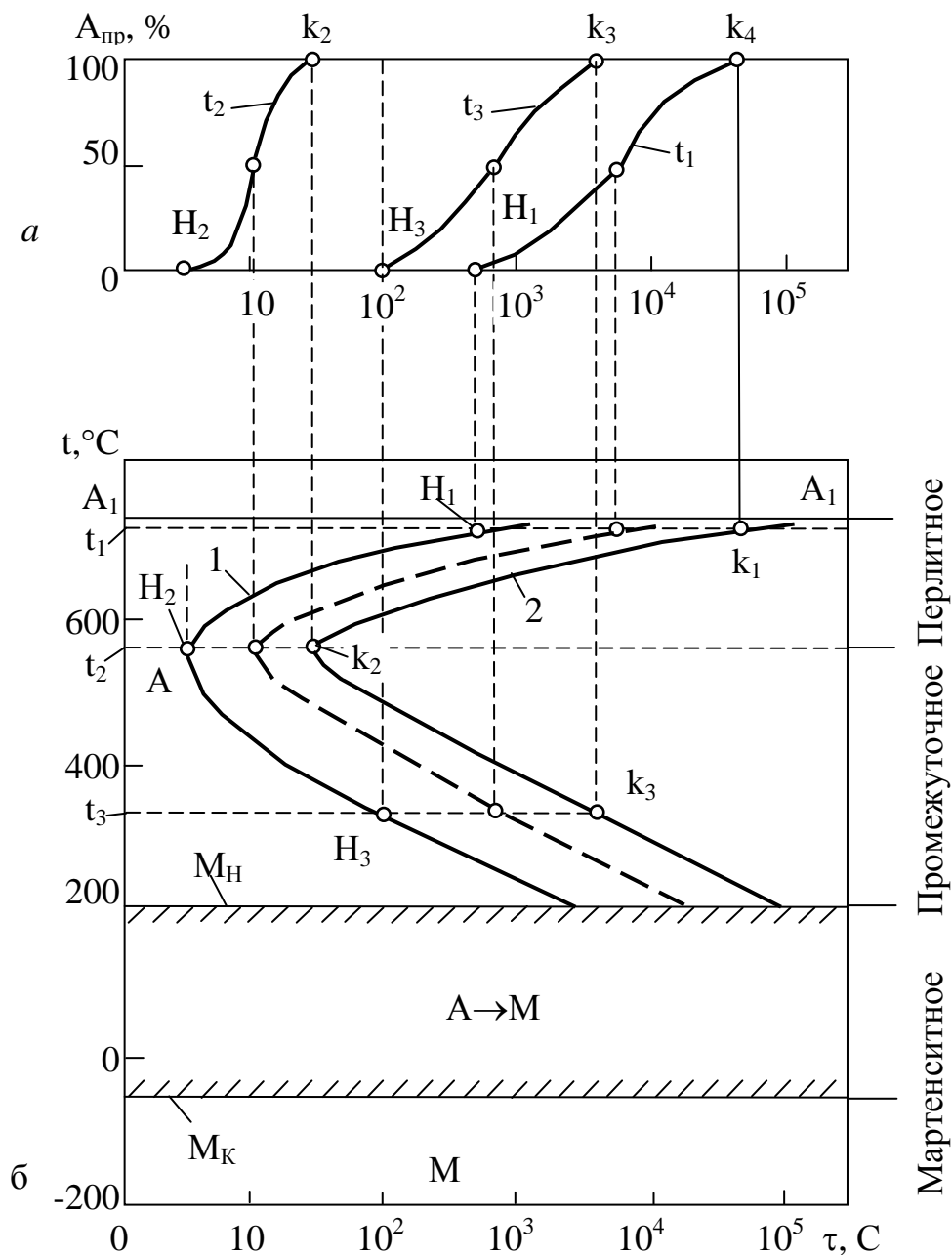


Рис. 6.6. Распад переохлажденного аустенита в изотермических условиях:
 а – кинетические кривые превращения $A \rightarrow \Pi$:
 б – диаграмма распада переохлажденного аустенита
 (сталь $C = 0,8$)

6.2.1. Температурные области превращения и продукты изотермического распада переохлажденного аустенита

В зависимости от скорости и степени переохлаждения происходят следующие превращения:

1) перлитное превращение, в результате которого образуется структура, состоящая из феррита и цементита, имеющих различную степень дисперсности (толщины) пластинок (рис. 6.7 а, б, в).

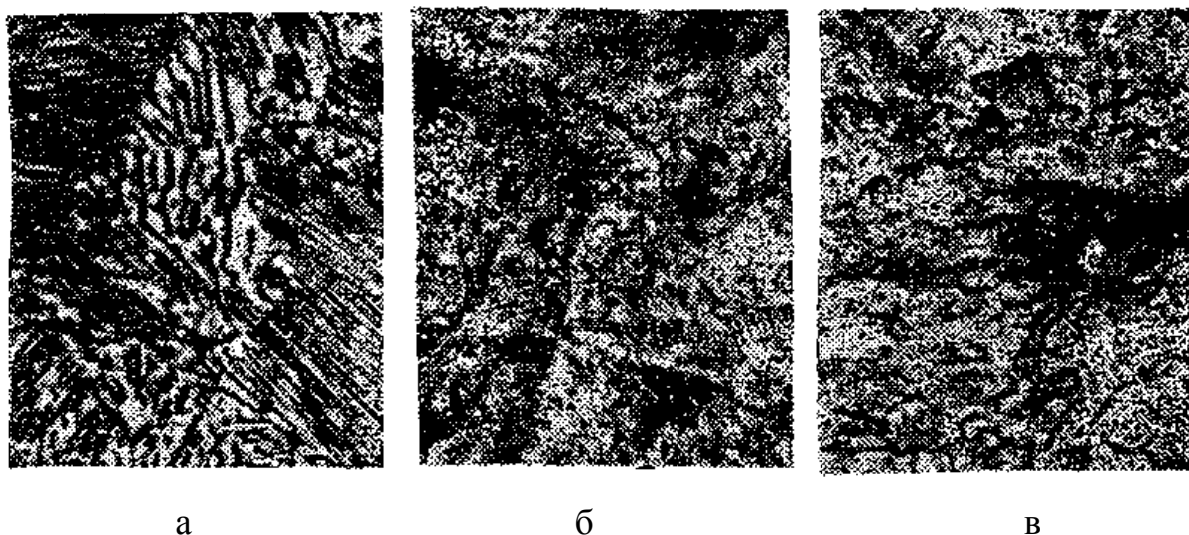


Рис. 6.7. Дисперсность продуктов распада аустенита в зависимости от степени переохлаждения: а – перлит; б – сорбит; в – троостит

Исходный аустенит содержит 0,8%С, а вновь образованные фазы: феррит – 0,02%С, цементит – 6,67%С. Дисперсность феррита и цементита увеличивается с возрастанием степени переохлаждения вследствие уменьшения при этом скорости диффузии углерода. Перлит, сорбит, троостит являются механическими смесями феррита и цементита различной дисперсности, определяемой температурой превращения. Перлитное превращение в углеродистых сталях происходит в температурном интервале от $T_1 = 727^{\circ}\text{C}$ до $T_2 = 550^{\circ}\text{C}$. Степень дисперсности феррито-цементитной смеси определяется величиной межпластиночного расстояния, равного средней сумме толщин соседних пластинок феррита и цементита. В прямой зависимости от величины межпластиночного расстояния находится уровень прочностных свойств сталей, имеющих структуры перлита, сорбита и троостита.

ПЕРЛИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРОИСХОДИТ В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ В ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТИ ОТ ТОЧКИ A_1 , ДО ИЗГИБА ИЗОТЕРМЫ НАЧАЛА ОБРАЗОВАНИЯ ПЕРЛИТА (550°C), СМ. РИС 6.6, ТОЧКА 2. РАСПАД АУСТЕНИТА ПРОИСХОДИТ ПУТЕМ ДИФФУЗИИ УГЛЕРОДА.

2) бейнитное (промежуточное) превращение, при котором продуктом распада является двухфазная структура, состоящая из пересыщенного углеродом феррита и цементита, называемая бейнитом. Бейнитное превращение относится к промежуточному типу превращения, так как осуществляется в температурном интервале между перлитным, являющимся диффузионным, и мартенситным – бездиффузионным. Бейнитное превращение происходит ниже изгиба кривой 1 (рис. 6.6) – начала превращения в температурном интервале ниже 550°C до линии M_H – начала мартенситного превращения. Бейнит отличается от структур перлитного типа повышенным по сравнению с равновесным содержанием углерода в феррите – до 0,2%С при изотермическом распаде при 300°C .

По характеру размеров, расположению и форме бейнит подразделяется на «верхний», состоящий из коротких чередующихся пластинок феррита и цементита, и «нижний», или игольчатый, близкий по своему строению к мартенситу.

БЕЙНИТНОЕ (ПРОМЕЖУТОЧНОЕ) ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРОИСХОДИТ В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ В ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТИ ОТ 550°C (Т.2, РИС. 6.6) ДО ТЕМПЕРАТУРЫ НАЧАЛА МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ (ЛИНИЯ M_H). ЭТОМУ ПРЕВРАЩЕНИЮ ХАРАКТЕРНЫ ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИОННОГО (ПЕРЛИТНОГО), А ТАКЖЕ БЕЗДИФФУЗИОННОГО (МАРТЕНСИТНОГО) ПРЕВРАЩЕНИЯ. ОБРАЗУЮЩАЯСЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ СТРУКТУРА НАЗЫВАЕТСЯ БЕЙНИТОМ.

3) мартенситное превращение.

Мартенситом называют пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе (Fe_α). Его образованию способствует высокая степень переохлаждения аустенита, при которой он является неустойчивым, диффузионные процессы прекращаются. При бездиффузионном процессе превращения переохлажденного до температуры M_H (см. рис. 6.6) аустенита содержание углерода в мартенсите сохраняется таким же, как в исходной фазе, т.е. от 0,02 до 2,14 %. Образование мартенсита приводит к перестройке кристаллической решетки, которая из гранцентрированной кубической становится тетрагональной с ве-

личной отношения периодов решетки $\frac{c}{a}$ большей единицы ($\frac{c}{a} > 1$). Тетрагональность кристаллической решетки мартенсита при увеличении содержания углерода возрастает и может быть определена по уравнению:

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,046C, \quad (6.6)$$

где c, a – периоды решетки;

C – концентрация углерода в мартенсите, % (по массе).

Условия образования мартенсита определяются величиной его свободной энергии и свободной энергии аустенита, как показано на рис. 6.8. Свободная энергия мартенсита при переохлаждении ниже температуры T_0 становится меньше свободной энергии аустенита.

Мартенсит образуется из переохлажденного аустенита при непрерывном понижении температуры. Его кристаллы в зависимости от температуры своего образования и содержания углерода имеют пакетную и пластинчатую форму. Образование пакетного мартенсита характерно для низко- и среднеуглеродистых сталей ($C \leq 0,5\%C$), для которых точка M соответствует высоким температурам мартенситного превращения. Образование пластинчатого мартенсита свойственно высокоуглеродистым сталям ($C \geq 0,8\%$) с низкой температурой мартенситного превращения. Кристаллы пакетного и пластинчатого мартенсита имеют форму тонких (0,1 – 0,2 мкм) листов, образующих пакет из игл, переплетенных в сложные пространственные образования (рис. 6.9 а, б).

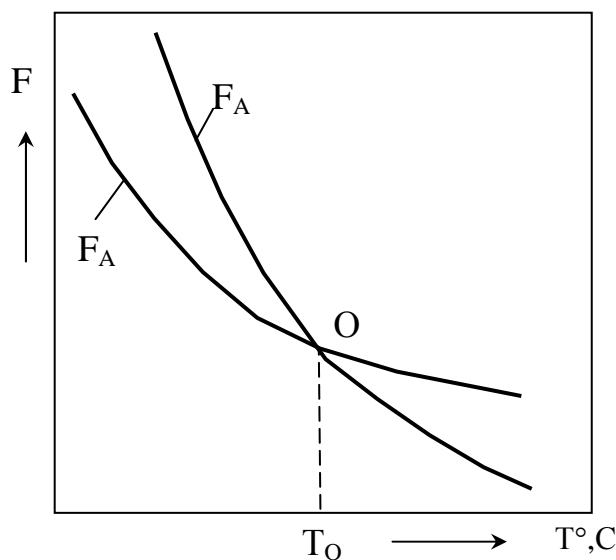


Рис. 6.8. Изменение свободных энергий мартенсита F_M и аустенита F_A в зависимости от температуры и переохлаждения T_0



a

б

Рис. 6.9. Микроструктура мартенсита:

a – пакетный мартенсит, *б* – пластинчатый мартенсит и остаточный аустенит. X 500

Мартенситное превращение может протекать и развиваться в условиях непрерывного охлаждения стали ниже температуры M_H , которая называется мартенситной точкой. Температура окончания процесса обозначается M_K (см. рис. 6.6). Положение точек M_H M_K определяется содержанием углерода в аустените и не зависит от скорости охлаждения стали. В закаленной стали, имеющей точку M_K ниже 20°C (в области отрицательных температур), мартенситное превращение до конца не происходит. В структуре наряду с мартенситом будет сохраняться часть аустенита, количество которого определяется положением точек M_H и M_K , а также содержанием углерода и легирующих элементов в стали. Важной особенностью мартенситного превращения является его бездиффузионный характер, сопровождаемый увеличением объема стали после закалки. Поэтому она становится чувствительной к деформации и закалочным напряжениям. Для мартенсита характерны высокая твердость и прочность, а также значительная хрупкость. Твердость достигает НРС 60-65, прочность – 1000 – 2000 Мпа. Высокая твердость является результатом сильного искажения решетки феррита, пересыщенного углеродом, а также вследствие увеличения удельного объема при мартенситном превращении.

МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРОИСХОДИТ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ НАЧАЛА И КОНЦА ПРЕВРАЩЕНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА В МАРТЕНСИТ (Т.Т. M_H И M_K , РИС. 6.6). МАРТЕНСИТ ЯВЛЯЕТСЯ ПЕРЕСЫЩЕННЫМ ТВЕРДЫМ РАСТВОРОМ ВНЕДРЕНИЯ УГЛЕРОДА В α – ЖЕЛЕЗЕ (Fe_α).

6.2.2. Диаграмма изотермического распада аустенита в доэвтектоидных сталях

Для до- и заэвтектоидных сталей основной особенностью изотермического распада аустенита является выделение избыточных фаз в температурных интервалах ($A_3 - A_1$) и ($A_{\text{цсм}} - A_1$). В доэвтектоидной стали избыточной фазой является феррит, для заэвтектоидной – цементит. Характер изотермического распада показан на рис. 6.10.

Выделение избыточных фаз (феррита или цементита) происходит по дополнительной кривой 1. Кривая 2 характеризует начало перлитного превращения, а кривая 3 – его окончание.

Количество выделившихся избыточных фаз понижается с уменьшением температуры переохлаждения.

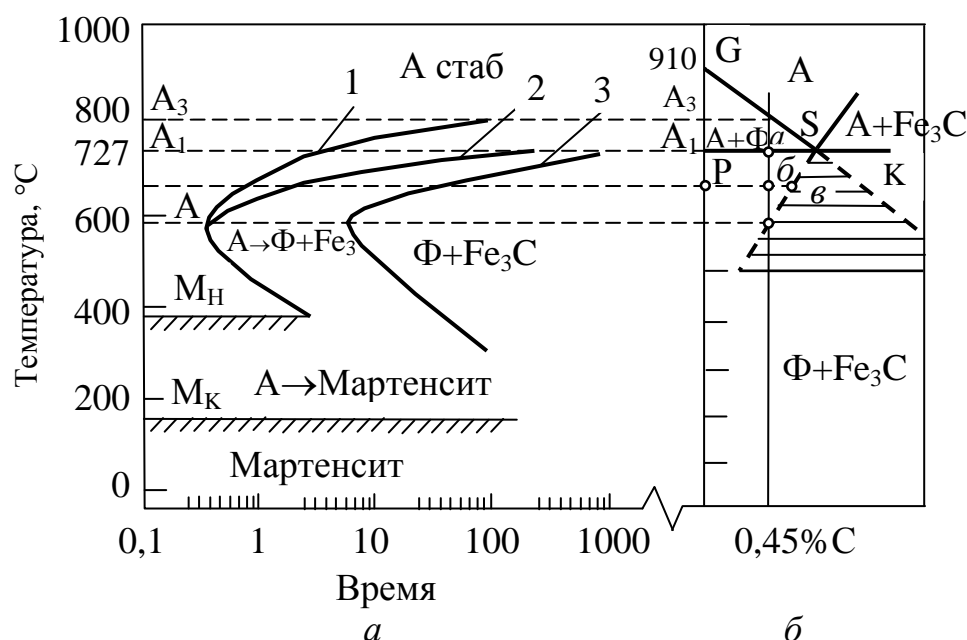


Рис. 6.10. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита в доэвтектоидной стали (0,45 % C)

Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита в легированных сталях имеет два инкубационных периода (минимума устойчивости). Они соответствуют перлитному и бейнитному превращениям (рис. 6.11). Бейнитное превращение протекает, как правило, не до конца. Аустенит не полностью превращается в мартенсит, поэтому в легированной стали формируется структура, состоящая из бейнита, мартенсита и остаточного аустенита.

Для до- и заэвтектоидных легированных сталей выделение избыточных фаз легированного феррита и карбида происходит по соответствующим линиям. Вследствие того, что промежуточное превращение в легированных сталях происходит не полностью, то конечная структура стали будет состоять из бейнита,

мартенсита и остаточного аустенита. Кривые начала и конца распада сдвигаются правее, так как легирующие элементы, за исключением кобальта, повышают устойчивость переохлажденного аустенита как при перлитном, та и бейнитном превращениях.

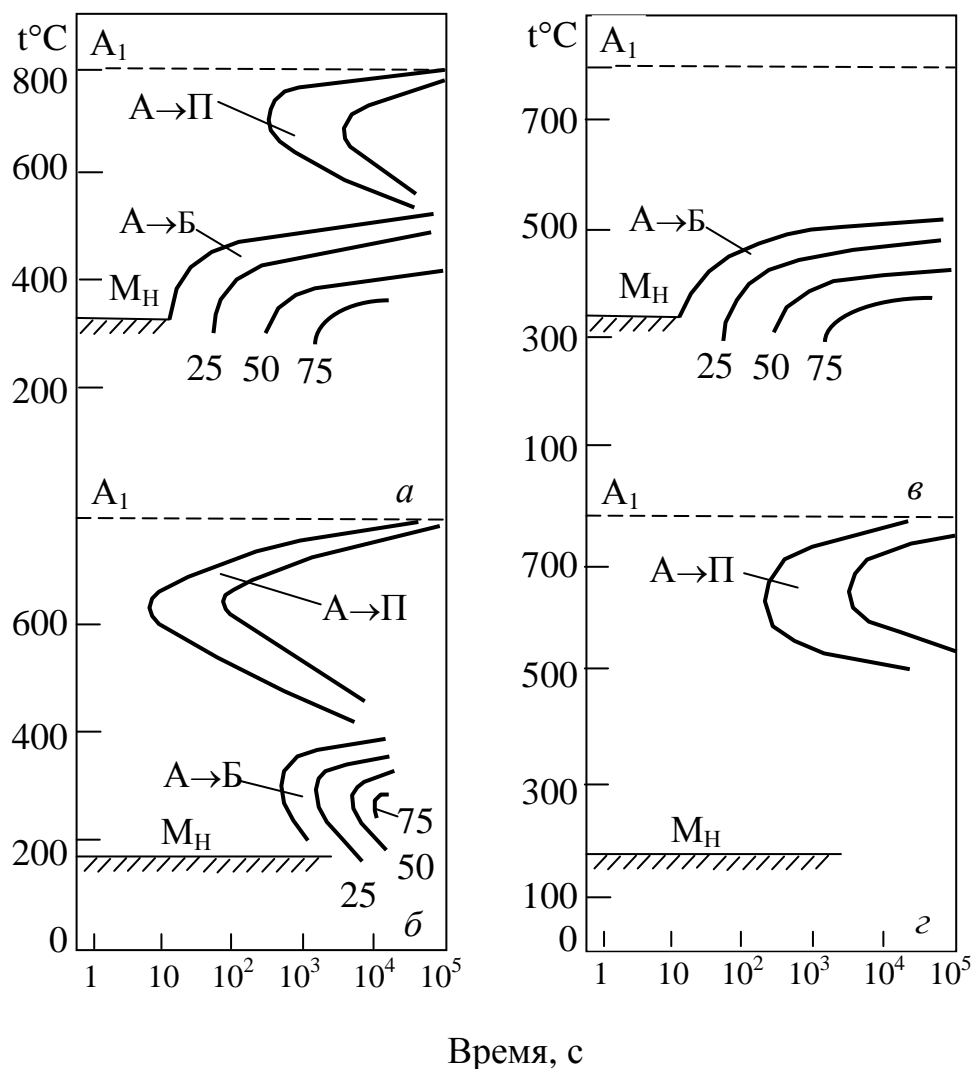


Рис. 6.11. Диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита в легированной стали (схемы):
 а, б – среднелегированные стали;
 в – высоколегированные стали;
 г – высокохромистые стали.
 Цифры у кривых указывают степень превращения, %

6.3. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении

Превращение аустенита при непрерывном охлаждении рассматривается в стали эвтектоидного состава (C = 0,8%). При переохлаждении аустенита до температур ниже A₁ он распадается и переходит в более стабильные структуры. В зависимости от скорости охлаждения и температуры распада аустенита изме-

няется дисперсность феррито-цементитной структуры: перлит – при малой скорости охлаждения, сорбит – при большей; троостит при более высокой скорости охлаждения. При скорости охлаждения выше критической аустенит переохлаждается до линии начала мартенситного превращения (M_H) и образования мартенсита. Значение этой скорости зависит от устойчивости аустенита. Эвтектоидная сталь, имея максимальную устойчивость среди углеродистых сталей (рис. 5.6 б), обладает наименьшей критической скоростью, при которой впервые подавляется перлитное превращение.

Легирующие элементы, за исключением кобальта, повышают устойчивость аустенита и снижают критическую скорость закалки.

Превращения аустенита при непрерывном охлаждении изучаются как экспериментально, с применением термического, микроструктурного, дилатометрического и магнитометрического анализов, так и расчетным методом с использованием изотермических С-образных диаграмм превращения. При магнитометрическом методе исследования непрерывно регистрируются превращения как в компактных, так и в порошковых сталях и оценивается полнота процессов превращений во всем температурном интервале охлаждения. Данные экспериментов обрабатываются в виде графиков зависимостей объема превращенного аустенита от температуры его распада и времени процесса. На основе этих зависимостей строятся термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита.

6.3.1. Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита в эвтектоидной стали

Диаграммы изотермического превращения аустенита дают только качественную характеристику процессов распада. При изучении процессов превращения переохлажденного аустенита в условиях непрерывного охлаждения результаты экспериментов изображаются в виде обобщенной диаграммы, построенной в координатах «температура – время», на которую по точкам начала и конца превращения наносятся кривые охлаждения с указанием твердости продуктов распада и количества структурных составляющих. При этом превращения одинакового типа в данном температурном интервале образуют одну область. Построенные таким образом диаграммы носят название диаграмм анизотермического или термокинетического превращения переохлажденного аустенита. На основании термокинетических диаграмм имеется возможность определять характер развития распада аустенита в зависимости от скорости охлаждения и температуры в реальных процессах термической обработки сталей, получать количественные оценки устойчивости аустенита. Термокинетические диаграммы распада аустенита при непрерывном охлаждении в стали эвтектоидного состава показана на рис. 6.12.

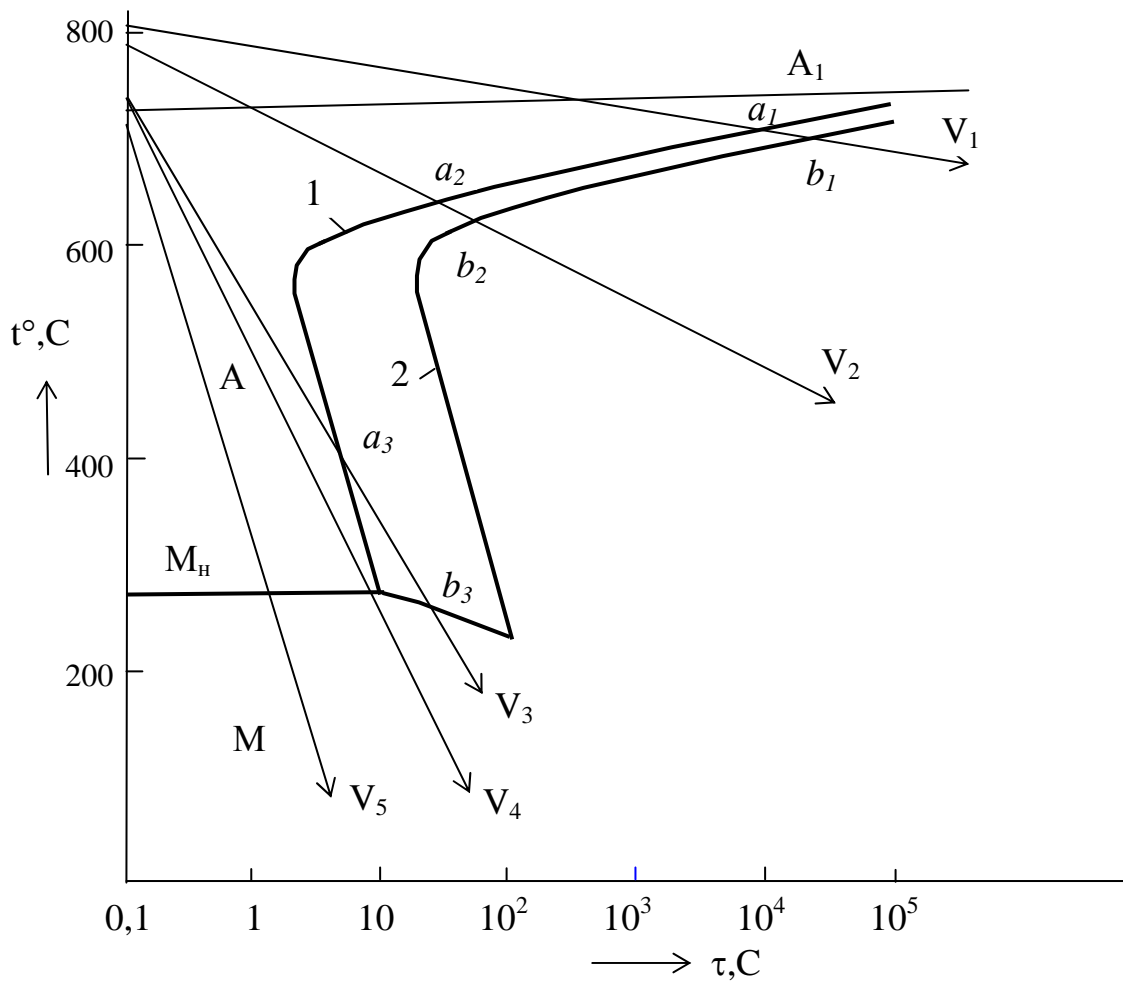


Рис. 6.12. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита для стали, содержащей 0,8% С:

V_1 – отжиг, структура – перлит; V_2 – нормализация, структура – сорбит; V_3 – охлаждение в масле, структура – троостит и мартенсит; V_4 – критическая скорость закалки; V_5 – охлаждение в воде на мартенсит. Кривые 1 и 2 – начало и конец превращения; M_n – линия начала мартенситного превращения

При охлаждении с малой скоростью V_1 превращение начинается в т. a_1 и заканчивается в т. b_1 с образованием перлита. При скорости охлаждения V_2 в т. a_2 начинается и в т. b_2 заканчивается превращение аустенита в сорбит. Режим охлаждения $V_3 > V_2$ начинается в т. a_3 и продолжается до т. b_3 с образованием троостита, а ниже т. b_3 идет мартенситное превращение. Минимальная скорость охлаждения V_4 , при которой впервые подавляется образование феррито-карбидной смеси, называется критической скоростью закалки ($V_{кр.}$). При скорости охлаждения $V_5 \geq V_{кр.}$ происходит мартенситное превращение.

6.3.2. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита в доэвтектоидной стали (C = 0,44 %) при непрерывном охлаждении (рис. 6. 13)

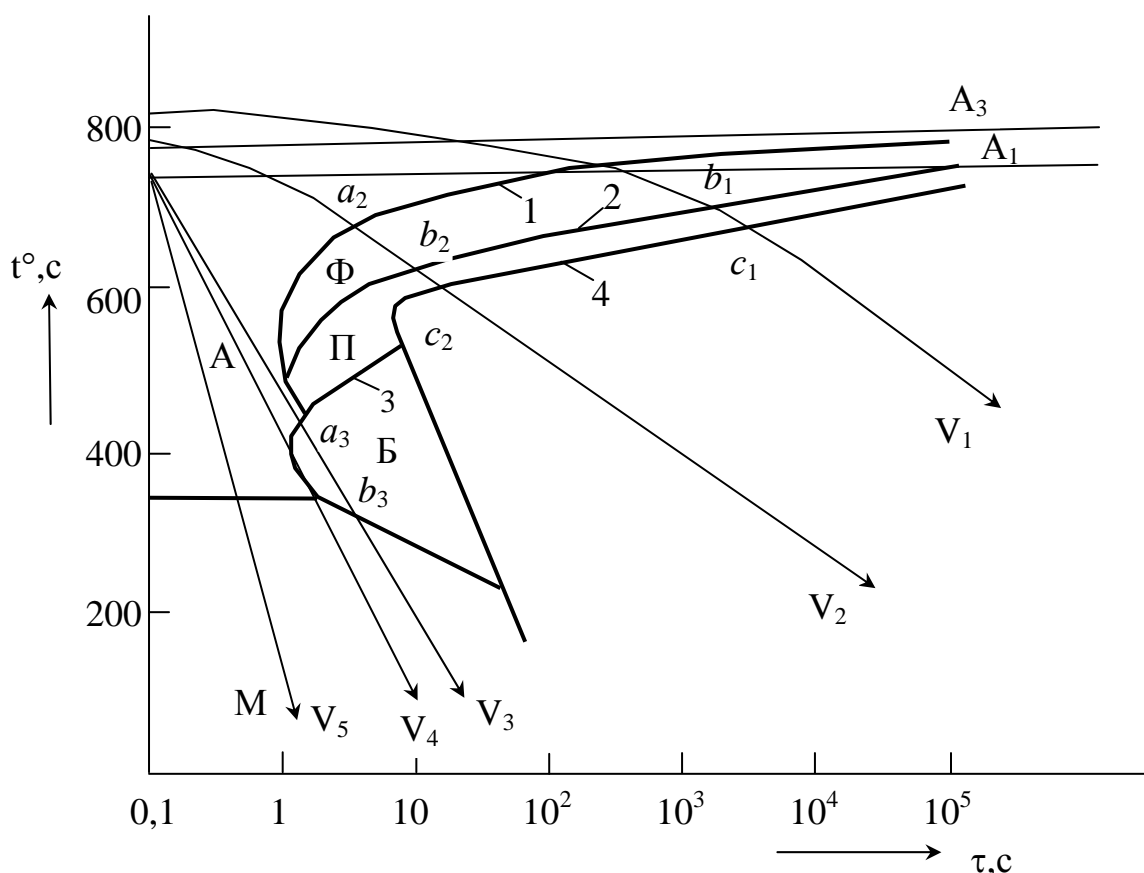


Рис. 6.13. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита для доэвтектоидной стали: *

- линия 1 – выделение феррита;
 - линия 2 – конец выделения феррита и начало превращения аустенита в перлит;
 - линия 3 – начало превращения аустенита в бейнит;
 - линия 4 – конец превращения аустенита в перлит;
 - линия M_H – начало мартенситного превращения;
 - линии V_1, V_2, V_3, V_4 и V_5 – скорости охлаждения сплава
- * Паньшин И.Ф.

В точках a_1 и a_2 (скорости охлаждения V_1 и V_2) начинается выделение феррита, которое заканчивается в точках b_1 и b_2 . В точках c_1 и c_2 заканчивается перлитное превращение с образованием продуктов различной степени дисперсности (перлит, сорбит, троостит). При скорости охлаждения V_3 в точке a_3 начинается, в точке b_3 заканчивается образование бейнита с последующим протеканием мартенситного превращения. Скорость охлаждения V_4 соответствует критической скорости закалки ($V_{кр}$). При скорости охлаждения V_5 , превышающей $V_{кр}$, происходит мартенситное превращение.

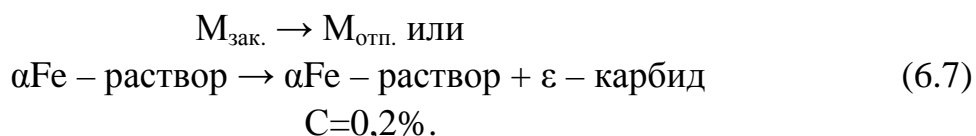
6.4. Превращение мартенсита и остаточного аустенита при нагреве ниже A_1

Структура закаленной стали состоит из мартенсита и остаточного аустенита, являющихся неравновесными фазами. Закаленное состояние стали весьма неустойчиво. При нагреве мартенсит и остаточный аустенит подвергаются распаду с образованием более устойчивой структуры, состоящей из феррито-карбидной смеси. Нагрев закаленной стали, способствующий ускорению распада мартенсита и остаточного аустенита и получению более равновесного состояния после закалки стали, называется отпуском. Проведение отпуска обеспечивает уменьшение внутренних напряжений после закалки, получение заданной структуры стали и механических свойств. В результате отпуска снижается твердость стали, ее прочность, повышается пластичность, ударная вязкость. При отпуске закаленной стали изменяются линейные и объемные размеры изделий.

При нагреве закаленной стали до температуры A_1 происходит несколько основных превращений.

Первое превращение заключается в распаде мартенсита и образовании ϵ – карбида при температурах 100 – 150 °С. Кристаллическая решетка ϵ – карбида когерентна решетке мартенсита ввиду наличия общего слоя атомов на их границе. При когерентной связи на границе раздела возникают напряжения, способствующие сохранению высокой прочности стали.

Первое превращение при нагреве закаленной стали можно записать в следующем виде:



В результате отпуска закаленной стали при первом превращении получается отпущенный мартенсит, степень тетрагональности которого $\left(\frac{c}{a}\right)$ снижается. Кристаллы отпущенного мартенсита не претерпевают морфологических изменений по сравнению с исходным мартенситом. Содержание углерода в отпущенном мартенсите зависит от температуры и времени нагрева. С увеличением температуры отпуска содержание углерода снижается и приближается к равновесному.

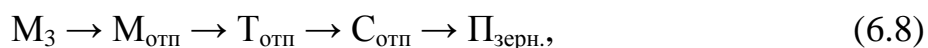
Второе превращение, происходящее при 200 - 300 °С, заключается в превращении остаточного аустенита в отпущенный мартенсит. В результате этого превращения происходит некоторое увеличение объема с одновременным уменьшением тетрагональности мартенсита.

Третье превращение, заключающееся в снятии внутренних напряжений и карбидном превращении, происходит в интервале 300 - 400 °С. Образующаяся при этом превращении структура называется трооститом отпуска. Вследствие возрастания скорости диффузии избыточный углерод выделяется из

мартенсита, нарушается когерентность решеток феррита и карбида и происходит карбидное превращение $\epsilon\text{Fe}_x\text{C} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$. Тетрагональность кристаллической решетки мартенсита исчезает, снижаются прочностные характеристики металла.

В результате четвертого превращения, осуществляемого при температурах 500 - 600°C, происходит коагуляция карбидов вследствие растворения мелких и роста более крупных включений цементита. Структура стали, получающаяся в результате коагуляции карбидов и образования обедненного углеродом αFe , называется сорбитом отпуска. Карбиды, образовавшиеся при отпуске в структуре троостита и сорбита, имеют зернистое строение в отличие от пластинчатого троостита и сорбита, полученных при распаде переохлажденного аустенита. При этом пластичность и вязкость стали повышаются при одинаковом уровне прочностных свойств.

Процессы, происходящие при нагреве закаленной стали, записываются общим выражением:



где M_3 – мартенсит закалки;
 $M_{\text{отп}}$ – мартенсит отпуска;
 $T_{\text{отп}}$ – троостит отпуска;
 $C_{\text{отп}}$ – сорбит отпуска;
 $\Pi_{\text{зерн}}$ – зернистый перлит.

В их основе заложено стремление системы к меньшему уровню свободной энергии (рис. 6.14).

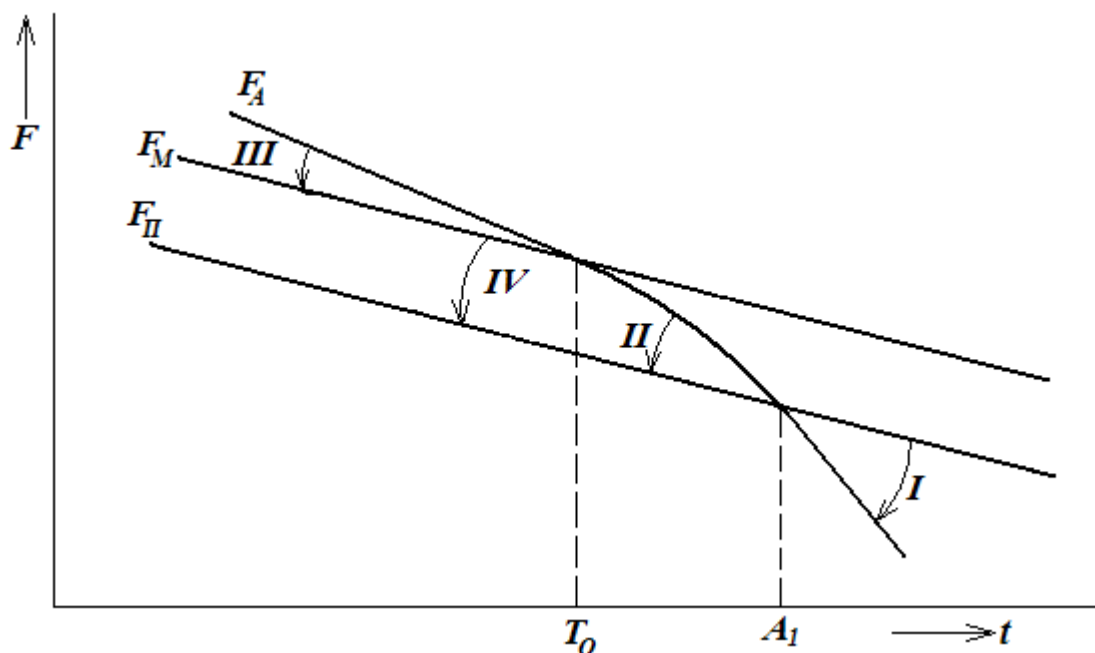


Рис. 6.14. Изменение свободной энергии и аустенита (F_A), мартенсита (F_M) и перлита (F_{II}) в зависимости от температуры. I, II, III и IV – превращения при нагреве закаленной стали

Преобразования мартенсита при нагреве приводят к изменению механических свойств стали: заметно снижаются твердость, временное сопротивление, предел текучести, а относительное удлинение и сужение площади поперечного сечения заметно возрастают.

В результате термической обработки существенно изменяются свойства стали.

Повышение температуры отпуска, приводящее к укрупнению цементитных частиц, снижает прочность.

Таким образом, объясняется изменение твердости в отожженной (нормализованной) или отпущенной стали, имеющей структуру ферритно-цементитной смеси разной дисперсности.

ГЛАВА 7. ОСНОВЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Термическая обработка стали осуществляется, как правило, при наличии в сплаве полиморфных превращений, различной растворимости компонентов друг в друге в твердом состоянии и изменении строения в результате пластической деформации в холодном и горячем состояниях. В сталях, имеющих полиморфные превращения, в результате термической обработки изменяются кристаллическое строение и фазовый состав в определенном температурном интервале, ограниченном критическими температурами точек A_{c1} и A_{c3} на диаграмме состояния системы Fe-Fe₃C(C).

При отсутствии полиморфных превращений при термической обработке в результате изменения растворимости компонентов, присутствующих в сплаве, происходит их выделение из пересыщенного твердого раствора, приводящее к оптимизации структуры и механических характеристик стали.

Термическая обработка предварительно деформированной стали создает условия успешному протеканию процессов возврата к рекристаллизации, снижающих прочностные и повышающих пластические свойства стали.

Основной целью термической обработки является улучшение структуры и механических свойств стали, которые требуются в условиях эксплуатации деталей машин и механизмов. Термическая обработка применяется, как правило, в виде предварительной, промежуточной и окончательной операций. Задачей предварительной и промежуточных технологических операций термической обработки является снижение твердости стали для ее лучшей обрабатываемости режущим инструментом или обработкой давлением. Окончательная термическая обработка обеспечивает получение оптимального сочетания механических свойств, а так же высоких значений физико-химических характеристик стали: коррозионной стойкости, тепло- и красностойкости, износостойкости и др.

7.1. Основные параметры термической обработки

В качестве основных параметров термической обработки выбираются скорость нагрева, определяемая по соотношению:

$$V_{\text{нагр}} = \frac{T_{\text{нагр}}}{\tau_{\text{нагр}}}, \quad 7.1$$

где $T_{\text{нагр}}$ - предельная температура нагрева, в градусах Цельсия,

$\tau_{\text{нагр}}$ - продолжительность нагрева в единицах времени.

Температура нагрева определяется положением точек A_{c1} и A_{c3} на диаграмме состояния железоуглеродистых сплавов для доэвтектоидных сталей. Время нагрева зависит от химического состава стали, толщины стенок (массы) нагреваемого изделия, теплопроводности металла и склонности его к формированию термических напряжений. При нагреве и охлаждении деталей с большой скоростью фазовые превращения в металле запаздывают, поэтому температуры критических точек обозначаются A_{c1} и A_{c3} – при нагреве доэвтектоидных сталей и A_{r1} и A_{r3} – при их охлаждении.

Нагрев стали до температуры термической обработки производится с максимально возможной для данной марки скоростью, чтобы достичь высокого экономического эффекта. Однако большая скорость нагрева возможна не всегда.

Для каждой марки стали и изготовленных из неё изделий приходится определять допустимую скорость нагрева и технически возможную для данной нагревательной печи. Допускаемая скорость нагрева определяется уровнем внутренних напряжений, величиной деформаций металла, образующихся в металле при его нагреве. Технически возможная скорость нагрева зависит от способа нагрева, максимальной температуры нагрева (рис. 7.1), формы изделия, его массы и расположения в печи, тепловых свойств металла.

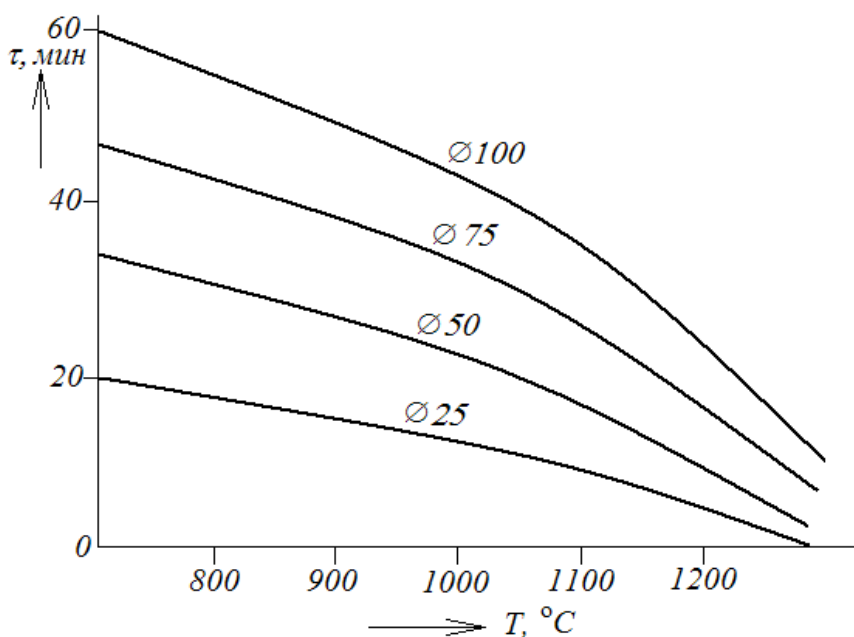


Рис. 7.1. Время сквозного нагрева стали в зависимости от температуры печи

Режим термической обработки для стали всех видов отжига приведен на рис 7.2.

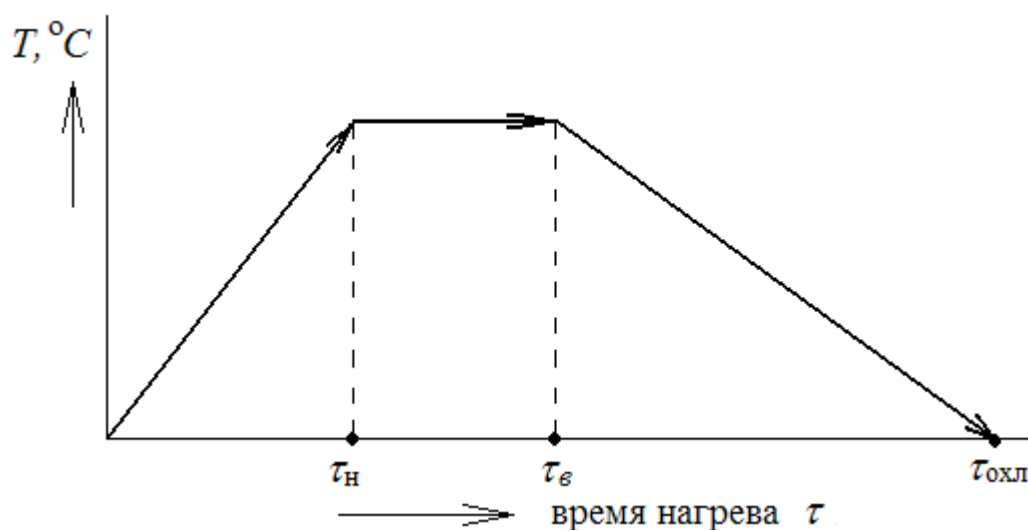


Рис. 7.2. Температурно-временный режим термической обработки

7.2. Основные операции объемной термической обработки стали

Основными операциями термической обработки стали, которые изменяют структуру и свойства сталей, являются отжиг и его виды: нормализация, закалка и ее разновидности и отпуск.

В зависимости от требований, предъявляемых к полуфабрикатам изделий (кованые и штампованные изделия, различный сортамент проката, отливки и др.) и готовым изделиям, широко применяется отжиг.

Различные виды отжига в зависимости от исходного состояния стали предназначаются для смягчения металла перед обработкой резанием, измельчения зерна в отливках и поковках, снятия внутренних напряжений, гомогенизации состава сплава и рекристаллизации после холодной деформации, устранения химической неоднородности состава.

Виды операции термической обработки стали в соответствии с диаграммой состояния «железо – цементит», их назначение, содержание, конечная структура стали приведены в табл. 7.1.

Оптимальные температуры для отжига, нормализации и закалки показаны на рис. 7.3 (1, 2, 3).

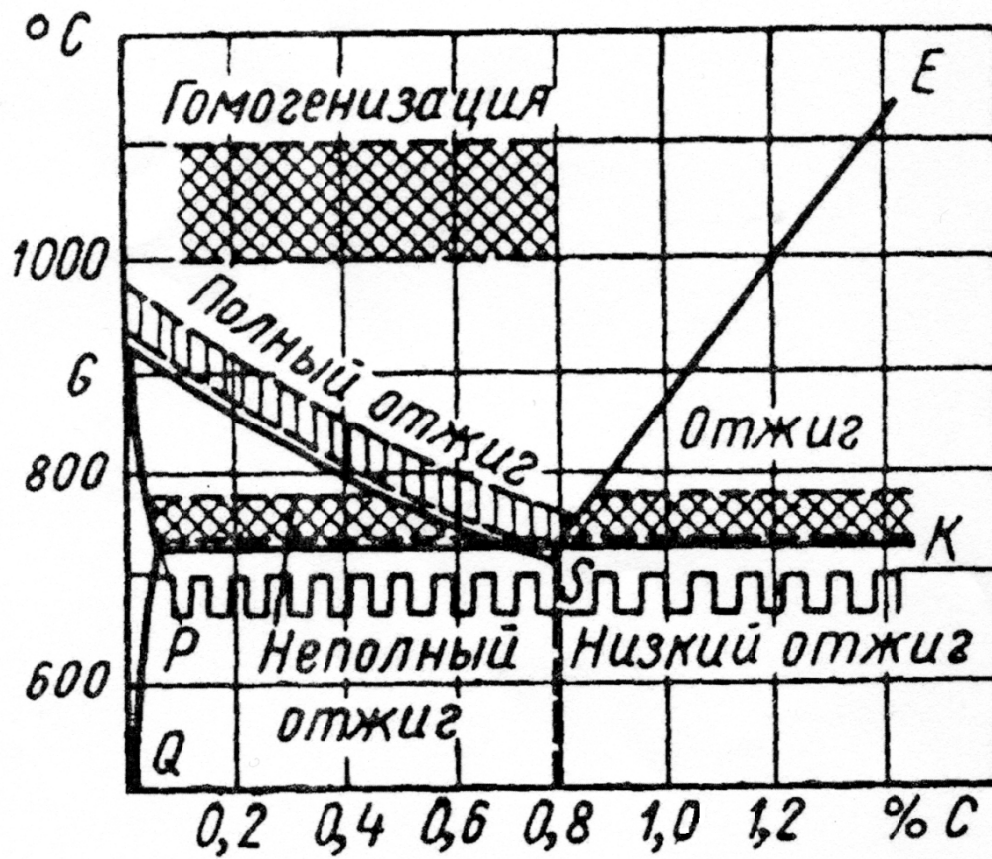


Рис. 7.3.1. Схема различных видов отжига

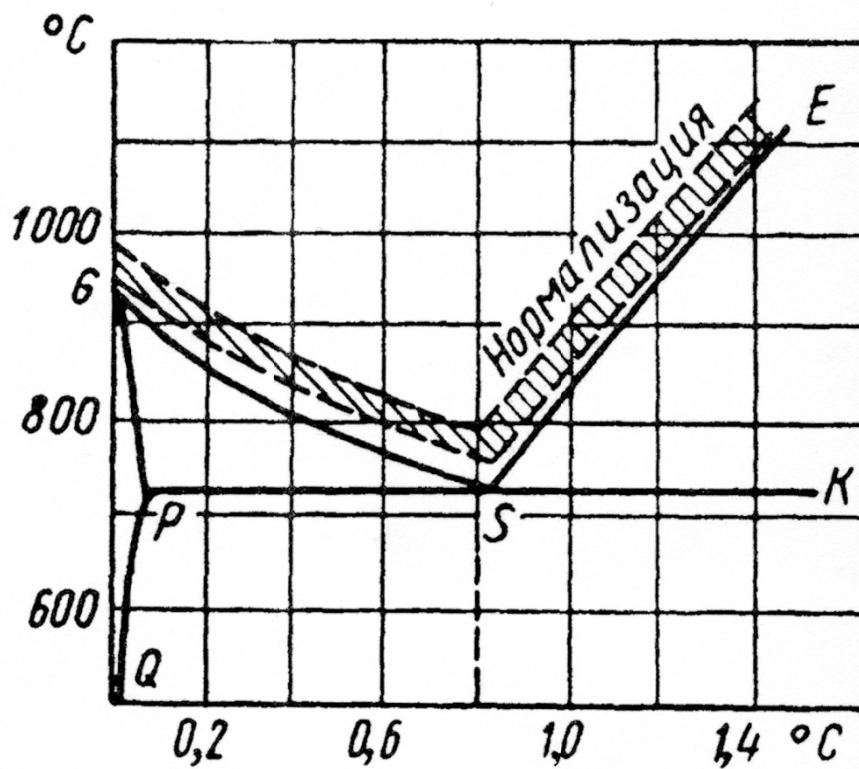


Рис. 7.3.2. Температурный интервал нормализации углеродистой стали

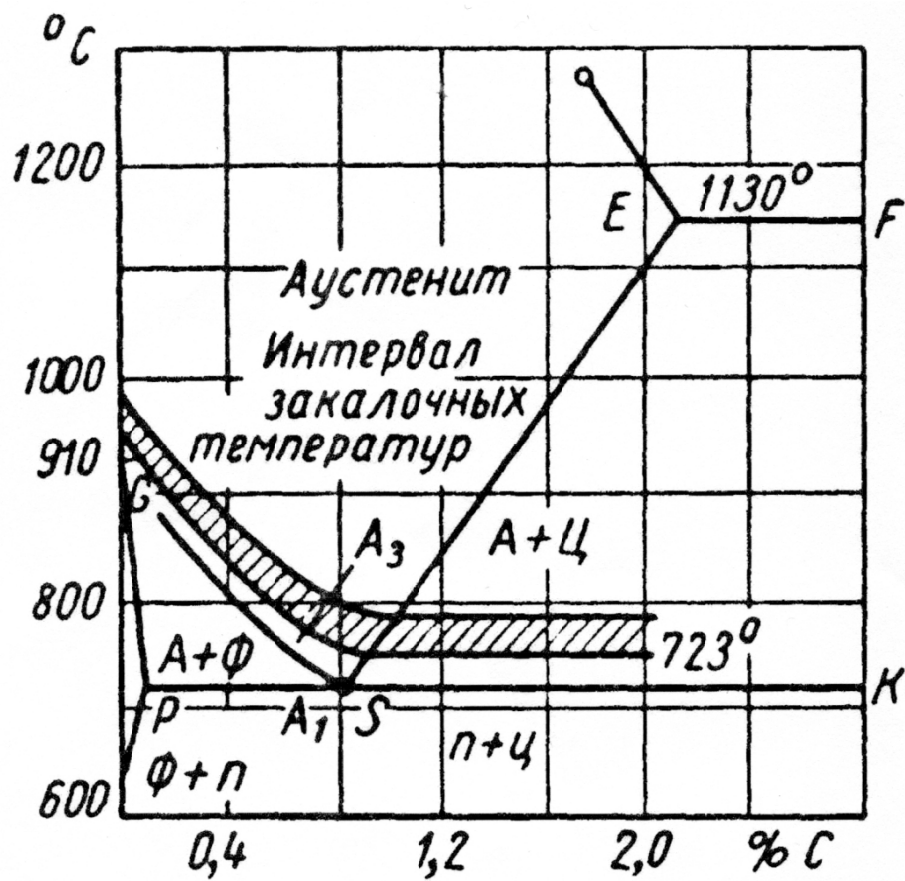


Рис. 7.3.3. Оптимальный интервал закалочных температур углеродистой стали

Таблица 7.1

7.3. Операции отжига стали

№ п/п	Операции	Содержание	Назначение	Структурные превращения	Конечная структура
1	2	3	4	5	6
1.	Диффузионный отжиг	Нагрев стали выше $A_{с3}$ (1050-1150°C), длительная выдержка в печи и охлаждение с печью до заданной температуры	Устранение химической неоднородности в легированных сталях	Снижение химической неоднородности в легированной стали	Более однородный химический состав легированной стали
2.	Полный отжиг	Нагрев доэвтектоидной стали выше $A_{с3}$, выдержка в печи и охлаждение с печью до 30-250°C в зависимости от химического состава стали	Получение мелкозернистой структуры, снижение твердости, повышение пластичности, снятие внутренних напряжений	Образование аустенита при нагреве с последующим его распадом при охлаждении на феррито-цементитную смесь	Перлит и феррит
3	Изотермический отжиг	Нагрев стали выше $A_{с3}$, на (30-50) °C, выдержка и ускоренное охлаждение до температуры наименьшей устойчивости с последующей выдержкой при этой температуре для окончания перлитного превращения и охлаждения на воздухе	Улучшение обрабатываемости резанием легированной стали, сокращение длительности отжига. Снятие внутренних напряжений	Образование аустенита при нагреве с последующим его распадом при охлаждении на феррито-цементитную смесь	Пластинчатый перлит и феррит

Продолжение табл. 7.1

1	2	3	4	5	6
4.	Отжиг на зернистый цементит	Нагрев до температуры выше A_{c1} , выдержка и медленное охлаждение до 650°C . Последующее охлаждение на воздухе	Снижение твердости и улучшение обрабатываемости инструментальной и шарикоподшипниковой сталей	Устранение цементитной сетки и пластинчатого перлита	Зернистый цементит
5.	Неполный отжиг	Нагрев стали до температуры выше A_{c1} , и выдержка с последующим медленным охлаждением	Улучшение обрабатываемости резанием проката и поковок из заэвтектоидных сталей	Фазовая перекристаллизация перлита	Перлит и феррит в доэвтектоидной стали; перлит и цементит в заэвтектоидной
6.	Низкотемпературный отжиг	Нагрев стали ниже температуры рекристаллизации	Снятие внутренних напряжений, снижение твердости	-	-
7.	Нормализация	Нагрев стали до температуры выше критической точки A_{c3} (A_{cm}), выдержка и последующее охлаждение на воздухе	Измельчение зерна, разрушение карбидной сетки и подготовка к дальнейшим операциям термической обработки	Фазовая перекристаллизация	Тонкопластинчатый перлит и феррит (цементит)

Продолжение табл. 7.1

1	2	3	4	5	6
8.	Высокая нормализация	Нагрев стали до 960-980°C, выдержка и охлаждение на воздухе; после нормализации нередко производят высокий отпуск при 650°C	Улучшение обрабатываемости резанием низкоуглеродистой легированной стали	Фазовая перекристаллизация и укрупнение зерна	Перлит и феррит
9.	Закалка при непрерывном охлаждении (обычная закалка)	Нагрев до температуры выше критической точки A_{c3} (доэвтектоидная сталь) или A_{c1} (заэвтектоидная сталь), выдержка и охлаждение со скоростью не меньше критической	Повышение прочности и твердости	-	-
10.	Закалка с подстуживанием	Подстуживание изделий перед погружением в закалочную среду с целью уменьшения разницы между температурой изделий и охлаждающей средой	Для снижения внутренних термических напряжений (по сравнению с полученными при обычной закалке)	Образование аустенита или аустенита и карбидов с последующим превращением аустенита в мартенсит	Мартенсит или мартенсит+карбиды и остаточный аустенит

Продолжение табл. 7.1

1	2	3	4	5	6
11.	Закалка в двух средах	Охлаждение изделий в воде с последующей перебрской в масло или выдачей на воздух, чтобы мартенситное превращение протекало в условиях медленного охлаждения	Для снижения структурных напряжений	-	-
12.	Закалка с самоотпуском	Кратковременное погружение изделий и закалочную среду с последующим медленным охлаждением на воздухе, во время которого закалившаяся зона отпускаяется за счет тепла сердцевины или той части, которая не погрузалась в закалочную среду	Для уменьшения внутренних напряжений и замены низкого отпуска	-	-
13.	Закалка светлая	Нагрев в защитной атмосфере и охлаждение в расплавленной щелочи	Для предупреждения обезуглероживания, окисления и получения чистой поверхности	Образование аустенита	Отпущенный мартенсит

Продолжение табл. 7.1

1	2	3	4	5	6
14.	Закалка местная	Закалка части изделия, лезвия режущих частей уборочных машин	Создание высокой твердости на рабочих поверхностях	Образование аустенита	Отпущенный мартенсит
15.	Закалка поверхностная	Нагрев электротоком или газовым пламенем только поверхности изделия, сердцевина изделия после охлаждения остается незакаленной	Создание твердой износостойкой поверхности	Образование аустенита или аустенита и карбидов с последующим превращением аустенита в мартенсит	
16.	Закалка ступенчатая	Быстрое охлаждение в зоне температур перлитного и промежуточного превращений в расплавленной соли, кратковременная выдержка при температуре несколько выше (ниже) мартенситной точки Мн в течение промежутка времени, не вызывающего распада аустенита	Снижение внутренних напряжений и предупреждение закалочных трещин и деформаций изделий	Образование аустенита или аустенита и карбидов и превращение аустенита в бейнит	Отпущенный Мартенсит

Продолжение табл. 7.1

1	2	3	4	5	6
17.	Закалка изотермическая	Быстрое охлаждение через зону перлитного превращения в расплавленной соли, выдержка в этой среде в зоне температур промежуточного превращения для возможно полного распада аустенита и охлаждения на воздухе. Температура изотермической выдержки зависит от требуемых свойств деталей и лежит выше точки Mn, но ниже зоны перлитного превращения	Уменьшение термических и структурных напряжений, предупреждение образования трещин, деформаций	-	Мартенсит или мартенсит+карбиды и остаточный аустенит
18.	Отпуск	Нагрев закаленной стали ниже нижней критической точки A_{c1} (линии PSK), выдержка и охлаждение	Снижение внутренних напряжений, увеличение вязкости и уменьшение твердости изделий, получение заданной структуры и свойств		Структура отпуска

Окончание табл. 7.1

1	2	3	4	5	6
19.	Низкий отпуск	Нагрев до 150-220°C, выдержка и охлаждение. Отпуск при 100-120°C называется старением	Снижение внутренних напряжений, увеличение вязкости и уменьшение твердости изделий, получение заданной структуры и свойств		Отпущенный мартенсит и остаточный аустенит
20.	Средний отпуск	Нагрев закаленной стали примерно до 300-450°C, выдержка и охлаждение	Снижение внутренних напряжений, повышение предела упругости и пластичности	Распад мартенсита и остаточного аустенита с образованием отпущенного мартенсита или ферритацементитной смеси (троостит и сорбит (троостит и сорбит отпуска))	Троостит отпуска
21.	Высокий отпуск	Нагрев 500-600°C, выдержка и охлаждение. Закалку с высоким отпуском называют улучшением	Получение высокой вязкости и пластичности при достаточной прочности		Сорбит отпуска
22.	Обработка холодом	Охлаждение закаленной стали до температур ниже (или несколько выше) M_k , выдержка и медленное повышение температуры до комнатной	Устранение остаточного аустенита для стабилизации размеров, повышение твердости и износостойкости	Преобразование остаточного аустенита в мартенсит	Мартенсит и карбиды

Большое значение при формировании свойств имеют скорости нагрева и скорости охлаждения при термической обработке, а также выбор охлаждающей среды.

7.3.1. Скорость нагрева стали

Нагрев стали до заданной температуры желательно производить с максимальной скоростью. Это экономично, так как увеличивает производительность нагревательных средств, уменьшает количество печей и потребность в рабочей силе, уменьшает расход топлива. Однако большая скорость нагрева не всегда возможна. Различают допустимую для данного изделия и материала скорость нагрева и технически возможную в данном агрегате.

Допускаемая скорость нагрева должна быть такой, чтобы внутренние напряжения, возникающие в результате неравномерности нагрева, не вызвали бы деформацию или образование трещин в изделии. Чем ниже температура, тем менее пластичен металл, тем больше вероятность образования внутренних напряжений при большой разнице в температурах по сечению, т.е. при большой скорости.

Допускаемая скорость нагрева определяется химическим составом стали, ее структурой, конфигурацией изделия, интервалом температур, в котором проводится нагрев.

При этом необходимо учитывать наличие остаточных напряжений в изделии перед нагревом, возникающих в результате обработки давлением, механической обработки, сварки и др.). Даже незначительные напряжения, возникающие при нагреве, складываясь с остаточными напряжениями, в сумме могут дать напряжения, превосходящие предел прочности металла, и привести к его разрушению.

Технически возможная скорость нагрева изделия определяется:

- способом нагрева (пламенная или электрическая печь, соляная, металлическая или масляная ванна и др.);
- максимальной температурой нагрева;
- формой изделия – чем больше поверхность, тем скорее происходит нагрев;
- массой одновременно нагреваемого металла и расположением изделий в печи;
- физическими свойствами нагреваемых изделий: теплопроводностью, теплоемкостью и температуропроводностью.

7.3.2. Продолжительность нагрева стали

Продолжительность нагрева стали для большинства видов термообработки углеродистых сталей приведены в табл. 7.2.

Таблица 7.2

Ориентировочная продолжительность нагрева стали до 800-850°C

Нагрев	Продолжительность нагрева, с, на 1 мм сечения или толщины изделия		
	круглое	квадратное	прямоугольное
Электродпечь	40 – 50	50 – 60	60 – 75
Пламенная печь	35 – 40	45 – 50	55 – 60
Соляная ванна	12 – 15	15 – 18	18 – 22

Продолжительность нагрева должна обеспечить прогрев изделия по сечению и завершение фазовых превращений, но не должна быть слишком большой, чтобы не вызывать роста зерна и обезуглероживание поверхностных слоев стали.

Общая продолжительность нагрева $\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{с.п}} + \tau_{\text{и.в}}$, где $\tau_{\text{с.п}}$ - продолжительность сквозного прогрева до заданной (конечной) температуры, обусловлена формой и размером изделий, их расположением, типом печи, составом и свойствами стали и т.д; $\tau_{\text{и.в}}$ - продолжительность изотермической выдержки при данной температуре, которая не зависит от формы и размера изделия и определяется только составом и исходным состоянием стали.

В настоящее время разработаны инженерные методы расчета основных тепловых параметров – продолжительность нагрева, скорости нагрева, перепада температуры по толщине металла и т.д. Для ориентировочного определения общей продолжительности нагрева $\tau_{\text{общ}}$ можно пользоваться данными, приведенными в табл. 7.2.

Величина $\tau_{\text{и.в}}$ должна быть минимальной, но должна обеспечить завершение фазовых превращений в стали и получение необходимой концентрации углерода и легирующих элементов в аустените.

Продолжительность изотермической выдержки при заданной температуре для деталей машин часто принимают равной 15 – 25 % от продолжительности сквозного прогрева.

Выдержка в электродпечи при температуре закалки 750 – 900°C для инструмента из углеродистой стали (0,7 – 1,3 % C) рекомендуется 50 – 80 с на 1 мм наименьшего сечения, а из легированной стали 70 – 90 с; при нагреве в соляной ванне, соответственно, 20 – 25 с для углеродистой стали и 25 - 30 с – для легированной стали.

Фасонный инструмент и детали машин сложной формы при нагреве под закалку для уменьшения деформации рекомендуется предварительно подогреть в печи при 400 – 600°C.

7.3.3. Выбор среды для нагрева при термической обработке

При нагреве в пламенных или электрических печах взаимодействие печной атмосферы с поверхностью нагреваемого изделия приводит к окислению и обезуглероживанию стали. Для предохранения изделий от окисления и обезуглероживания в рабочее пространство печи вводят защитную газовую среду (контролируемые атмосферы).

Применяются следующие атмосферы:

1. Эндотермическая атмосфера (условное обозначение ПС-0,25 или ПС-Э, эндогаз), получаемая частичным сжиганием метана CH_4 (природного газа) при коэффициенте избытка воздуха $\alpha=0,25$ в присутствии катализатора и содержащая 21% CO ; 40% H_2 ; 2% CH_4 ; 37% N_2 . Рекомендуется при нагреве под нормализацию и закалку конструкционных и инструментальных легированных сталей.

2. Экзотермическая атмосфера (богатая) с частичным сжиганием природного газа при $\alpha = 0,6$ без очистки и осушки (ПС-06) или с очисткой и осушкой (ПСО-06). Атмосфера содержит 10% CO ; 15 – 16 % H_2 ; 0,05 – 1,5% CH_4 ; 68-72 % N_2 . Без осушки (ПС-6) атмосфера содержит до 6% CO_2 и 2,3 % H_2O . Может быть использована при нагреве для отжига, нормализации и закалки легированных конструкционных и инструментальных сталей.

3. Экзотермическая атмосфера (бедная) с почти полным сжиганием природного газа при $\alpha=0,9$ без очистки и осушки (ПС-09) и с очисткой и осушкой (ПСО-09). В последнем случае эта атмосфера содержит 2% CO ; 2 % H_2 ; 96 % N_2 . Без осушки и очистки (ПС-09) в атмосфере присутствуют 10% CO_2 и 2,3% H_2O (за счет соответствующего уменьшения количества азота).

Эту атмосферу применяют для нагрева низкоуглеродистых конструкционных и инструментальных сталей.

Режущие инструменты, а также детали машин небольших размеров чаще нагревают в расплавленных солях. При правильном выборе состава расплава солей и тщательном раскислении ванн в них обеспечивается хорошая защита от окисления и обезуглероживания.

7.3.4. Охлаждающие среды для закалки

Охлаждение при закалке должно обеспечивать получение структуры мартенсита в пределах заданного сечения изделия (определенную прокаливаемость) и не должно вызывать закалочных дефектов: трещин, деформаций, коробления.

Идеальная закалочная среда для стальных изделий должна обеспечить охлаждение в области температур 400 - 600°C, быстрое охлаждение – эффект закалки и медленное охлаждение в области мартенситного превращения, снижающее внутренние напряжения.

Наиболее желательна высокая скорость охлаждения (выше критической скорости закалки) в интервале температур $A_1 - M_n$ для подавления распада переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращения и замедленное охлаждение в интервале температур мартенситного превращения $M_n - M_k$. Высокая скорость охлаждения в мартенситном интервале температур нежелательна, так как ведет к резкому увеличению уровня остаточных напряжений и даже к образованию трещин. Особенно опасны растягивающие напряжения, которые в условиях временного снижения сопротивления пластическим деформациям стали в период превращения могут вызвать трещины. В то же время слишком медленное охлаждение в интервале температур $M_n - M_k$ может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества остаточного аустенита вследствие его стабилизации, что снижает твердость стали.

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

1) пленочное охлаждение: на поверхности стали образуется «паровая рубашка». Паровая рубашка – плохой проводник тепла, поэтому в этот период скорость охлаждения сравнительно невелика;

2) пузырьковое кипение, наступающее при полном разрушении паровой пленки. В этот период происходит быстрый отвод тепла, так как на образование пузырьков пара расходуется большое количество тепла, и температура металла быстро снижается;

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

При закалке углеродистой и некоторых низколегированных сталей, имеющих малую устойчивость переохлажденного аустенита, в качестве охлаждающей среды применяют воду и водные растворы NaCl или NaOH.

Вода как охлаждающая среда имеет некоторые существенные недостатки:

1) высокая скорость охлаждения в области температур мартенситного превращения нередко приводит к образованию закалочных дефектов;

2) с повышением температуры резко ухудшается закалочная способность. При температуре воды 80-90°C пленочное кипение распространяется на большую область температур и занимает до 95 % всего периода охлаждения.

Наиболее высокой и равномерной охлаждающей способностью отличаются холодные 8-12%-е водные растворы NaCl или NaOH, которые хорошо зарекомендовали себя на практике. Для стали с низкой критической скоростью закалки рекомендуются растворы NaOH повышенной концентрации (30-50 %).

В случае использования при закалке воды и водных растворов солей или щелочей во избежание появления на поверхности изделия зон с пониженной скоростью отвода тепла обычно создают либо циркуляцию охладителя, либо перемешивают изделия относительно охладителя. Это разрушает паровую рубашку и ускоряет теплоотвод.

Для легированных сталей, обладающих высокой устойчивостью переохлаждаемого аустенита при закалке, применяют минеральное масло.

Масло как закалочная среда имеет ряд преимуществ: небольшую скорость охлаждения в мартенситном интервале температур, что уменьшает возникновение закалочных дефектов; постоянство закалывающей способности в широком интервале температур среды (20-150°C). Перепад температур между поверхностью и центром изделия при закалке в масле меньше, чем при охлаждении в воде. К недостаткам следует отнести повышенную воспламеняемость (температура вспышки 165-300°C), недостаточную стабильность и низкую охлаждающую способность в области температур перлитного превращения.

Температуру масла при закалке необходимо поддерживать в пределах 60-90°C, когда его вязкость оказывается минимальной.

Для снижения коробления деталей сложной формы при закалке в масле применяют охлаждение в штампах или в специальных приспособлениях. При этом во многих случаях во время правки в процессе закалки используется эффект снижения сопротивления пластической деформации, наблюдающейся в момент развития мартенситного превращения.

7.3.5. Закаливаемость и прокаливаемость стали

Закаливаемостью называется способность стали при охлаждении со скоростью выше критической скорости закалки получать мартенситную или мартенсит-трооститную структуру и повышать твердость. Она зависит от содержания углерода в стали, а соответственно, и от его содержания в мартенсите.

За глубину закаленного слоя условно принимается расстояние от поверхности образца до полумартенситной области со структурой 50% мартенсита и 50% троостита. Диаметр образца, в центре которого после закалки образуется полумартенситная структура, называется критическим диаметром. Твердость полумартенситной структуры определяется содержанием углерода и мало зависит от легирующих элементов. Чем выше в стали содержание углерода, тем выше твердость полумартенситной зоны, величина которой определяется испытанием на твердость. Результаты приведены на рис.7.4.

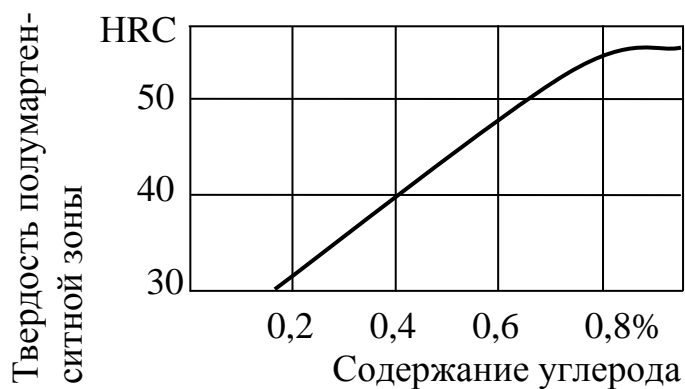


Рис. 7.4. Твердость полумартенситной зоны в зависимости от содержания углерода

Прокаливаемостью называется способность стали получать закаленный слой с мартенситной или троосто-мартенситной структурой и высокой твердостью, простирающийся на определенную глубину. Прокаливаемость определяется критической скоростью охлаждения, зависящей от состава стали.

Прокаливаемость стали зависит от критической скорости закалки $V_{кр}$. Чем меньше $V_{кр}$, тем глубже прокаливается сталь. Легирующие элементы Mn, Si, Cr, Ni и другие, кроме Co, увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита и, следовательно, уменьшают критическую скорость закалки, увеличивают прокаливаемость.

Прокаливаемость стали является важным фактором, определяющим свойства деталей после термической обработки.

При закалке цилиндрических деталей путем погружения в закалочную ванну (водяную или масляную) наиболее быстро охлаждается поверхность и наиболее медленно сердцевина. Соответственно твердость по сечению закаленного стержня уменьшается от поверхности к его центру, как показано на рис. 7.5.

Прокаливаемость в ответственных случаях определяется по глубине закаленного слоя со структурой 95% мартенсита. В этом случае критический диаметр примерно на 25% меньше критического диаметра, определенного по полумартенситной зоне.

Прокаливаемость стали возрастает с уменьшением критической скорости закалки. При этом устойчивость переохлажденного аустенита возрастает, как показано на рис. 7.6.

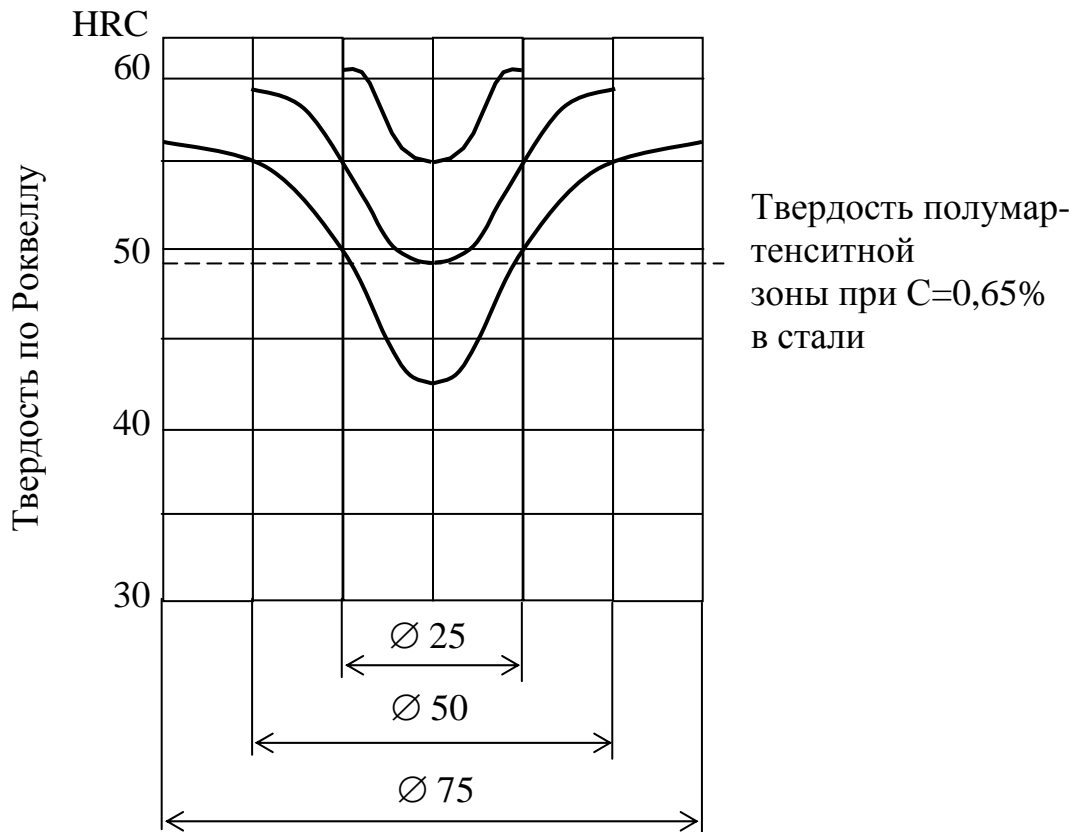


Рис. 7.5. Распределение твердости по сечению закаленных в воде стержней разного диаметра, $D_{кр. (вода)}=50$ мм

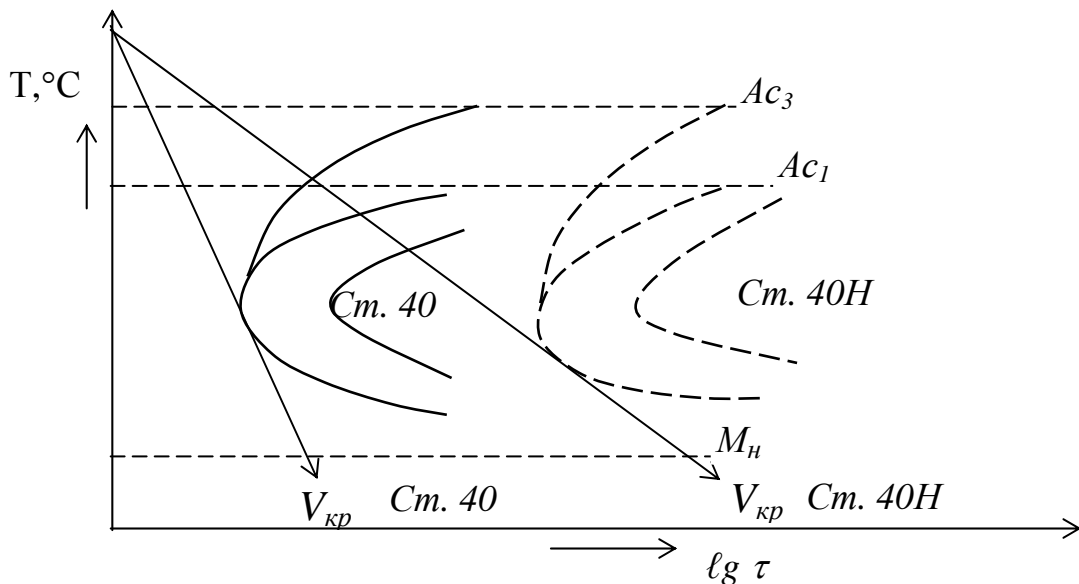


Рис. 7.6. Влияние состава стали на критическую скорость закалки и устойчивость переохлажденного аустенита: сплошные линии – для стали 40, штриховые – для стали 40H

Прокаливаемость стали в стандартных условиях определяется методом торцевой закалки цилиндрического образца диаметром 25 мм и длиной 100 мм на

специальной установке. Прокаливаемость одной и той же стали изменяется существенно в зависимости от колебания химического состава, структуры металла, формы и размеров обрабатываемого изделия. Прокаливаемость, как правило, характеризуется в этих случаях не кривой, а полосой прокаливаемости, как показано на рис. 7.7.

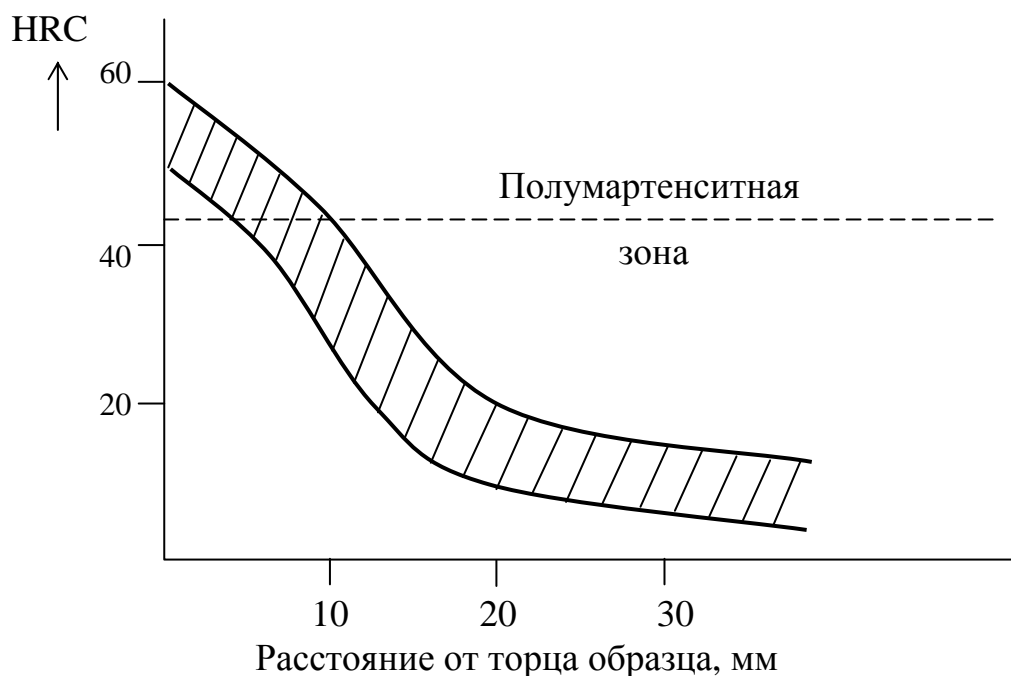


Рис. 7.7. Полоса прокаливаемости стали 40

7.4. Внутренние напряжения в закаленной стали

Внутренние напряжения, возникающие в нагреваемых и охлаждающихся деталях машин в процессе литья, штамповки и термической обработки, подразделяются на следующие виды: литейные, кузнечные и термические. В свою очередь термические напряжения суммируются из тепловых, фазовых и усадочных.

Внутренние напряжения при термической обработке возникают вследствие неравномерного охлаждения тонких и толстых элементов конструкции деталей, поверхности и сердцевины изделий, неодновременного протекания фазовых превращений по зонам металла, связанных с появлением новых фаз с различным объемом.

Причиной термических напряжений, которые возникают вследствие перепада температур на поверхности детали и в ее сердцевине в период охлаждения, является различие в температурах поверхности и сердцевины.

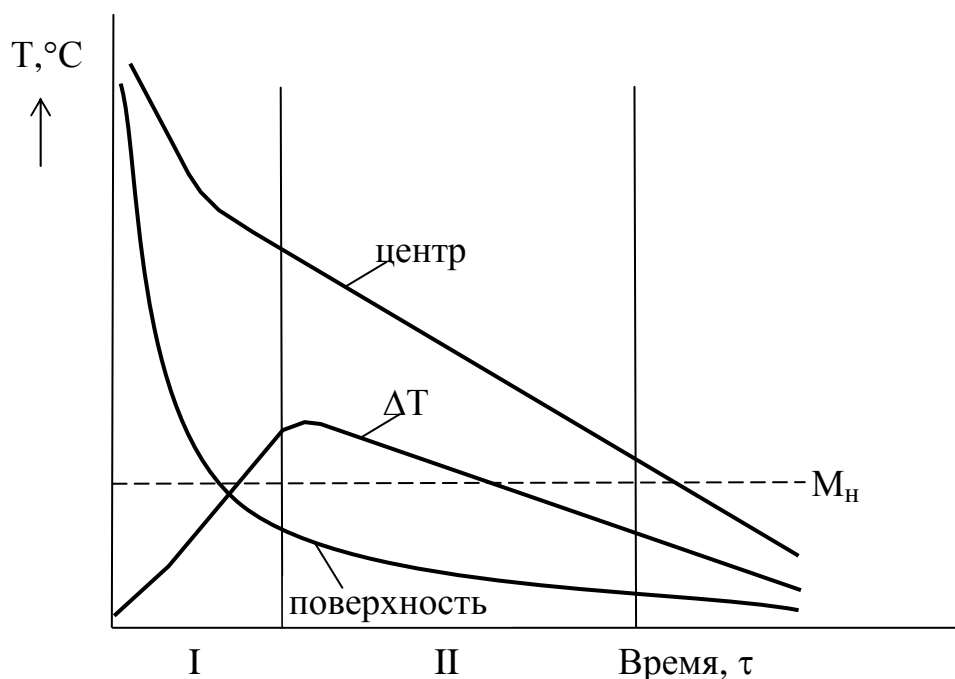
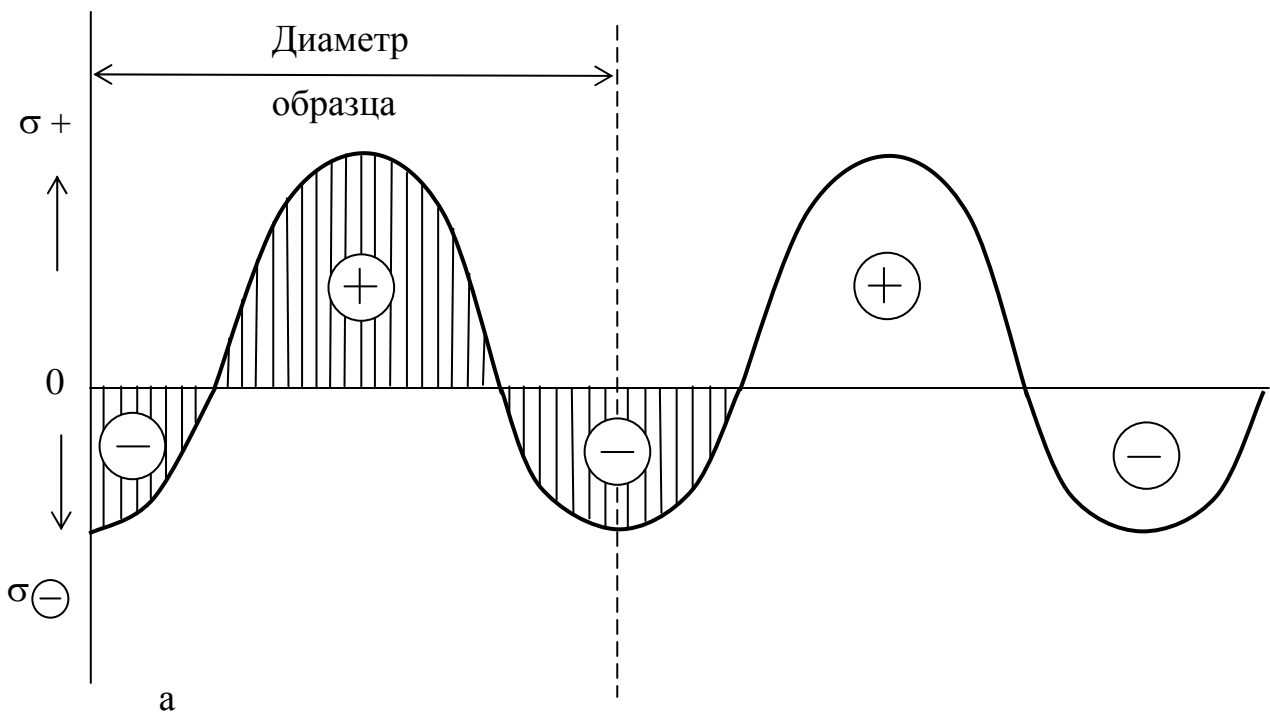


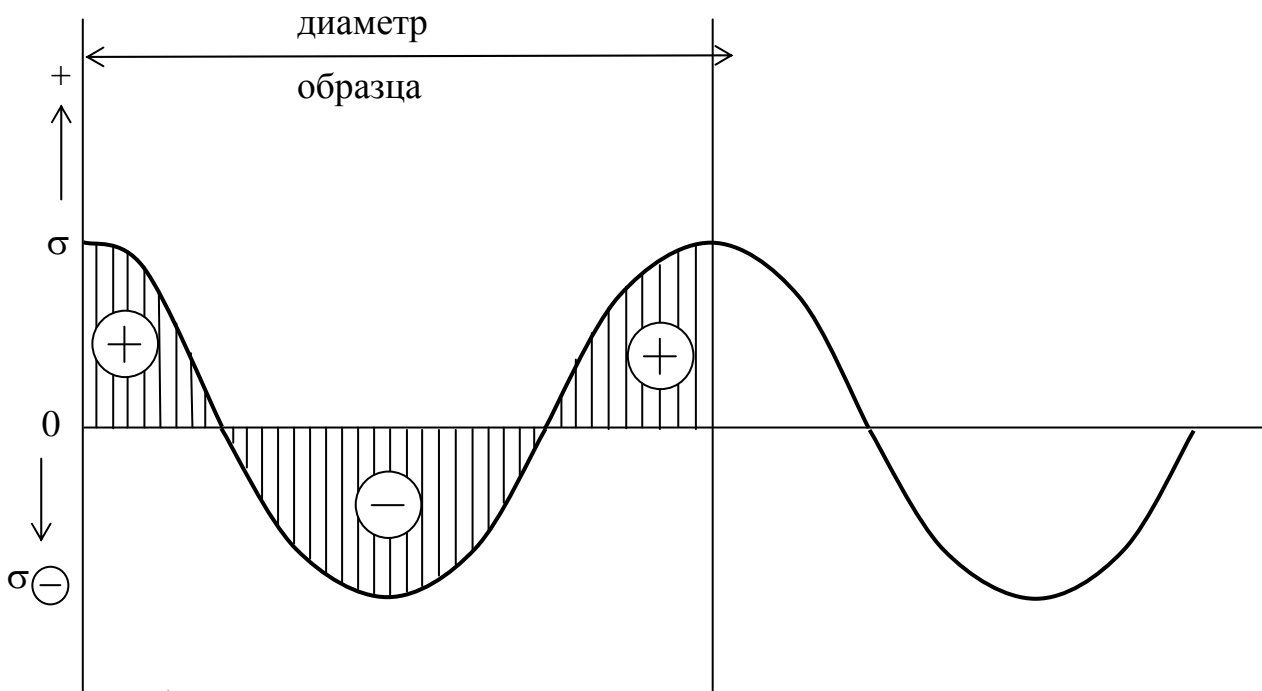
Рис. 7.8. Изменение температуры поверхности и сердцевины изделия в процессе охлаждения

В период I поверхностные слои охлаждались до температуры M_n - начала мартенситного превращения. Центральные объемы детали еще находятся в зоне более высоких температур. При охлаждении происходит уменьшение объемов, поверхность уменьшается. Однако сжатию поверхностных слоев препятствуют внутренние объемы. Это приводит к образованию в поверхностных слоях временных растягивающих напряжений, а в центральной зоне - сжимающих. В периоде II после того, как поверхность детали охладится и объем изделия останется постоянным, центральная часть изделия будет испытывать тепловое сжатие. В центре температура снижается и пересекает линию M_n - начала мартенситного превращения. В определенный момент происходит изменение знака напряжений на поверхности и в сердцеvine детали. В центре возникают напряжения растяжения, а на поверхности получают остаточные напряжения сжатия. Структурные или фазовые напряжения относительно температурных изменяются в противоположном направлении: на поверхности формируются остаточные напряжения растяжения в результате мартенситного превращения, а в центральном объеме - напряжения сжатия.

Изменение направления величины напряжений в процессе охлаждения изделия от температуры закалки до комнатных значений показаны на рис. 7.9.



а



б

Рис. 7.9. Эпюры остаточных напряжений: а) температурные; б) фазные

Большую опасность представляют напряжения растяжения на поверхности детали, способствующие образованию макро- и микротрещин. Для их предупреждения необходимо уменьшать скорость охлаждения в II-ом периоде (рис.7.9) и избегать перегрева стали.

7.5. Методы заковки стали

В зависимости от состава стали, конфигурации детали и необходимости создания оптимальных свойств изделия применяются различные методы заковки. Основные из них приведены на рис. 7.10.

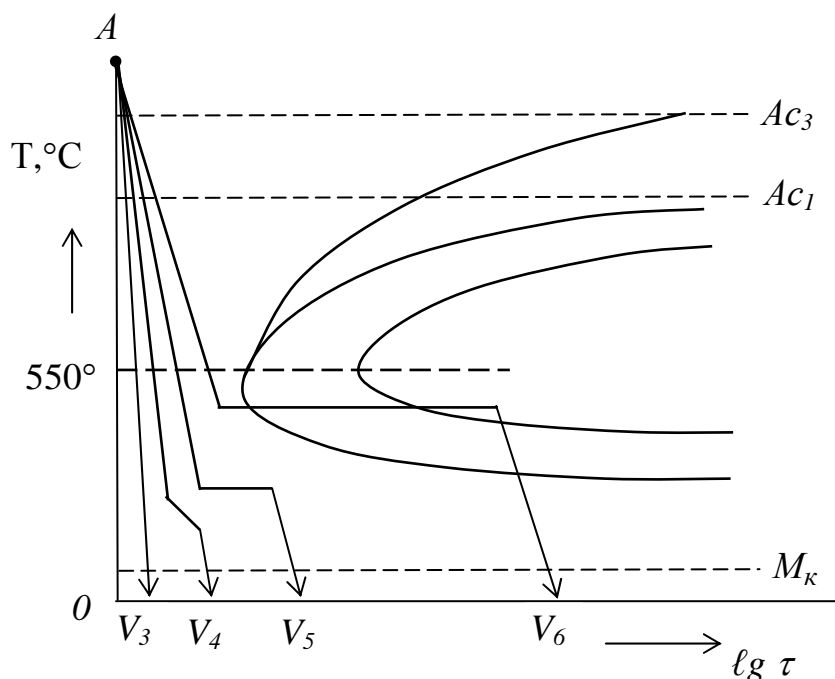


Рис. 7.10. Различные методы заковки углеродистых сталей

Заковка заключается в нагреве стали на $30\text{-}50^\circ\text{C}$ выше A_{c3} для доэвтектоидных сталей, на $30\text{-}50^\circ\text{C}$ выше A_{c1} для заэвтектоидных сталей, выдержке для завершения фазовых превращений и последующем охлаждении со скоростью выше критической.

Для углеродистых сталей это охлаждение проводят чаще в воде, а для легированных – в масле или других средах. Заковка не является окончательной операцией термической обработки. Чтобы уменьшить хрупкость и напряжения, вызванные заковкой, и получить требуемые механические свойства, сталь после заковки подвергают отпуску.

Инструментальную сталь подвергают заковке и отпуску для повышения твердости, износостойкости и прочности, конструкционную сталь – для повышения прочности, твердости, получения достаточно высокой пластичности, вязкости (параметров вязкости разрушения), а для ряда деталей – также и для получения высокой износостойкости.

После охлаждения с таких температур получают структуру мартенсита с включениями вторичного цементита, который повышает твердость и износостойкость режущего инструмента. Если заэвтектоидную сталь нагреть выше критической точки A_{cm} , то после заковки получится дефектная структура грубоиглочатого мартенсита.

Время нагрева зависит от размеров детали и теплопроводности стали, и его обычно определяют экспериментально. Для определения времени нагрева в справочниках приведены также эмпирические формулы.

Продолжительность выдержки при температуре закалки выбирают такую, чтобы полностью произошла гомогенизация образовавшегося аустенита.

Охлаждение при закалке для получения нужной структуры детали производят с различной скоростью, которая зависит от охлаждающей среды, формы изделия и теплопроводности стали.

Режим охлаждения при закалке должен исключать по возможности возникновение больших остаточных напряжений. Режим охлаждения при закалке должен быть таким, чтобы обеспечить необходимую глубину закаленного слоя.

Наиболее широкое применение получила закалка в одном охладителе. Такую закалку называют непрерывной. Во многих случаях, особенно для изделий сложной формы и при необходимости уменьшения деформаций, применяют и другие закалки (рис. 7.10), скорость V_3 .

1. Прерывистая закалка (в двух средах). Изделие, закаливаемое по этому способу, сначала быстро охлаждают в воде до температуры несколько выше точки M_n , а затем переносят в менее интенсивный охладитель (например, в масло или на воздух), в котором оно охлаждается до 20°C (скорость V_4). В результате охлаждения во второй закалочной среде уменьшаются внутренние напряжения, которые возникли бы при быстром охлаждении в воде, в том числе и в области температур мартенситного превращения. Этот метод очень сложен и требует высокой квалификации термиста.

2. Ступенчатая закалка. В этом случае охлаждение детали в закалочной среде прерывают с тем, чтобы в сердцевине изделия сохранилось еще некоторое количество тепла. Под действием теплообмена температура в более сильно охлаждавшихся поверхностных слоях повышается и сравнивается с температурой сердцевины – происходит отпуск поверхности стали (самоотпуск). Нередко в сердцевине остается большой запас тепла, чем это требуется для самоотпуска. Тогда во избежание излишнего разогрева поверхности изделие вновь погружают в закалочную среду. Сердцевина в случае закалки с самоотпуском имеет более низкую твердость, чем поверхностные слои (скорость V_5). Ступенчатую закалку применяют для таких инструментов, как зубила, кувалды, слесарные молотки, которые работают с ударными нагрузками и должны сочетать высокую твердость на поверхности с повышенной вязкостью в сердцевине.

При ступенчатой закалке уменьшаются объемные изменения, так как присутствует остаточный аустенит и происходит самоотпуск мартенсита. Ступенчатая закалка применяется для изделий из углеродистой стали с толщиной стенки до 8-10 мм.

3. Изотермическая закалка производится при постоянной температуре выдержки выше точки M_n (V_6).

Конструкционные легированные стали (0,3 – 0,5 % С) приобретают оптимальные механические свойства в результате изотермической закалки с выдержкой в нижней части промежуточной зоны изотермического распада аустенита (несколько выше точки M_n). Повышение температуры изотермической выдержки в промежуточной зоне снижает пластичность и вязкость. Продолжительность выдержки в закалочной среде зависит от устойчивости аустенита при температурах выше точки M_n .

В качестве охлаждающей среды при ступенчатой и изотермической закалках чаще применяют расплавленные соли в интервале температур 150 - 500°C [например, 55% KNO_3 + 45% $NaNO_2$ или $NaNO_3$], а также расплавленные щелочи (20% $NaOH$ + 80% KOH). Чем ниже температура соли (щелочи), тем выше скорость охлаждения в ней. Поскольку расплавленные соли охлаждают только вследствие теплоотдачи, то охлаждающая способность их возрастает при перемешивании. Добавление воды (3 – 5%) в расплавы едких щелочей вызывает кипение и увеличение скорости охлаждения в области температур перлитного превращения. Скорость охлаждения возрастает при 400-450°C в 4 – 5 раз, а при 300°C – в 2 раза.

Охлаждение в расплавах едких щелочей, если предварительно детали нагревали в жидких солях (т.е. солях, не вызывающих окисления), позволяет получить чистую поверхность светло-серого цвета. Закалку поэтому называют светлой.

Обработка стали холодом. В закаленной стали, содержащей более 0,4 – 0,5%С, всегда присутствует остаточный аустенит. Аустенит понижает твердость, износоустойчивость и нередко приводит к изменению размеров деталей, в результате самопроизвольного превращения аустенита в мартенсит.

Для уменьшения количества остаточного аустенита в закаленной стали применяют обработку холодом, заключающуюся в охлаждении закаленной стали до температур ниже нуля. Этой обработке подвергают стали, температура окончания мартенситного превращения которых находится ниже нуля.

7.6. Отпуск стали после закалки

Отпуском называется нагрев закаленной стали до температур ниже критической точки A_{c1} , выдержка при этой температуре с последующим охлаждением (обычно на воздухе). Отпуск является окончательной термической обработкой.

Целью отпуска является изменение строения и свойств закаленной стали: повышение вязкости и пластичности, уменьшение твердости. Кроме того, при отпуске частично или полностью устраняются внутренние напряжения. Эти напряжения устраняются при нагреве закаленной стали тем полнее, чем выше температура отпуска, которая оказывает основное влияние на свойства стали.

В зависимости от температуры нагрева различают три вида отпуска: низкотемпературный, среднетемпературный и высокотемпературный.

При низкотемпературном отпуске закаленную сталь нагревают до 150 - 250°C. После соответствующей выдержки при этой температуре (обычно 1 – 3 ч) в детали получают структуру отпущенного мартенсита. При этом снижаются закалочные напряжения, возрастает прочность стали, происходит некоторое повышение вязкости без заметного уменьшения твердости. Низкотемпературный отпуск производится, как правило, для изделий и инструмента из углеродистых и низколегированных сталей.

Среднетемпературный отпуск производят при 350 - 500°C и применяют главным образом для рессор, пружин, зубчатых колес, звездочек цепных передач. Средний отпуск обеспечивает высокий предел упругости. Структура стали после среднего отпуска состоит из троостита отпуска или трооститомартенситного состава. Твердость стали после проведения отпуска составляет 40-50 ед. по Роквеллу (HRC).

Охлаждение после отпуска при 400 - 450°C следует проводить в воде, что способствует образованию на поверхности сжимающих остаточных напряжений, которые увеличивают предел выносливости пружин.

Высокотемпературный (высокий) отпуск производят при 500 - 680°C. Структура стали после высокого отпуска – сорбит отпуска. Высокий отпуск создает наилучшее соотношение прочности и вязкости стали.

Закалка с высоким отпуском (по сравнению с нормализацией или отжигом) весьма сильно повышает временное сопротивление, предел текучести, относительное сужение и особенно ударную вязкость. Термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска, называют улучшением.

Улучшению подвергают среднеуглеродистые (0,3 – 0,5 % С) конструкционные стали, к которым предъявляются высокие требования по пределу выносливости и ударной вязкости. Улучшение значительно повышает конструктивную прочность стали, снижает температуру порога хладноломкости. Однако износостойкость улучшенной стали вследствие ее пониженной твердости не высокая.

Отпуск при 550 - 600°C почти полностью снимает остаточные напряжения, возникающие при закалке. Длительность высокого отпуска составляет 1,0 – 6 ч в зависимости от габаритов изделия.

После такого нагрева и соответствующей выдержки в изделиях получается структура сорбита. В отличие от сорбита, полученного после нормализации, когда цементит пластинчатый, после высокого отпуска цементит приобретает зернистую форму. Это существенно повышает ударную вязкость при одинаковой (или даже более высокой) твердости по сравнению с нормализованной сталью. Поэтому такой отпуск применяют для деталей машин, испытывающих при эксплуатации ударные нагрузки.

Другими важными видами термической обработки, наряду с закалкой и отпуском, являются отжиг и нормализация. Они изменяют структуру и свойства стали, которые назначаются в зависимости от требований к обрабатываемым изделиям.

7.7. Отжиг I рода

В зависимости от требований к химическому составу стали по его неоднородности в различных зонах изделия, необходимости проведения рекристаллизации после холодной пластической деформации выполняется отжиг I рода, который подразделяется на 2 вида: диффузионный отжиг, или гомогенизация, и рекристаллизационный отжиг. Диффузионный отжиг применяется для легированной стали с целью снижения химической неоднородности, способствующей хрупкому разрушению.

Нагрев стали для проведения диффузионного отжига повышают до 1100 - 1200°C. При этой температуре происходит благоприятное распределение неметаллических включений вследствие их частичного растворения и коагуляции.

7.8. Отжиг II рода

Отжиг II рода осуществляется в результате фазовой перекристаллизации, которая происходит при нагреве стали до температуры выше точки A_{c3} (для доэвтектоидной стали) и выше точки A_{c1} (для заэвтектоидной стали). После выдержки изделия при этих температурах и последующем, как правило, медленном охлаждении, в результате которого происходящие фазовые превращения обеспечивают получение в стали близкую к равновесной структуру. В доэвтектоидной стали формируется структура, состоящая из феррита и перлита, в эвтектоидной стали – из перлита, а в заэвтектоидной стали – перлита и вторичного цементита. Температурные режимы нагрева, выдержки и охлаждения приведены на рис. 7.11.

В результате проведения отжига снижается твердость, улучшается обрабатываемость стальных изделий, обеспечивается более высокая пластичность, происходит измельчение зерна.

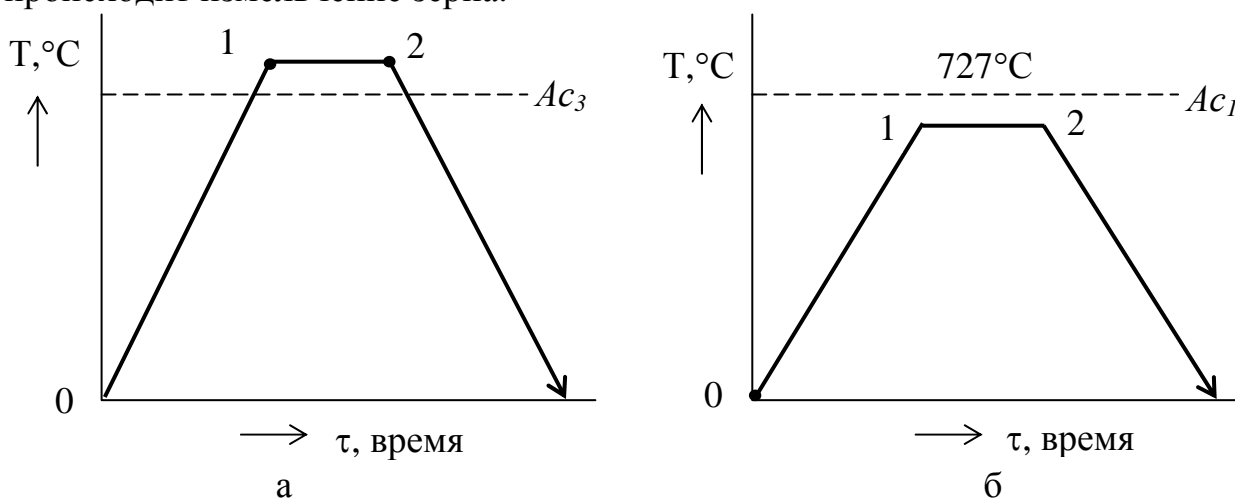


Рис. 7.11. Режимы отжига углеродистых сталей: а – доэвтектоидной; б - заэвтектоидной

Отжиг в большинстве случаев является подготовительной термической обработкой. Отжигу подвергают отливки, поковки, прокат. Понижая прочность и твердость, отжиг улучшает обработку резанием средне- и высокоуглеродистой стали. Измельчая зерно, снимая внутренние напряжения и уменьшая структурную неоднородность, отжиг способствует повышению пластичности и вязкости по сравнению с полученной после литья,ковки и прокатки. Отжиг для многих крупных отливок является окончательной термической обработкой, так как при этом в изделиях практически отсутствуют остаточные напряжения и их деформация оказывается минимальной.

Различают следующие виды отжига II рода: полный, изотермический, неполный, сфероидизирующий и низкий.

Полный отжиг заключается в нагреве доэвтектоидной стали на 30 - 50°C выше температуры, соответствующей точке A_{c3} , выдержке при этой температуре для полного прогрева и завершения фазовых превращений в объеме металла и последующем медленном охлаждении (рис. 7.11 а).

При этом отжиге происходит полная фазовая перекристаллизация стали. При нагреве выше точки A_{c3} на 30 - 50°C образуется аустенит. Мелкое зерно сохраняется при охлаждении, обеспечивая при этом высокую пластичность. Скорость охлаждения при отжиге определяется устойчивостью переохлажденного аустенита. Чем она больше в области перлитного превращения, тем медленнее должно быть охлаждение.

Изотермический отжиг в основном производится для легированных сталей и показан рис. 7.12. Сталь нагревается до температуры $A_{c3} + (50-70)^\circ\text{C}$, выдерживают до полного прогрева и охлаждают до температуры, лежащей ниже точки A_{r1} на 130 - 150°C. Изотермическая выдержка обеспечивает полный распад аустенита.

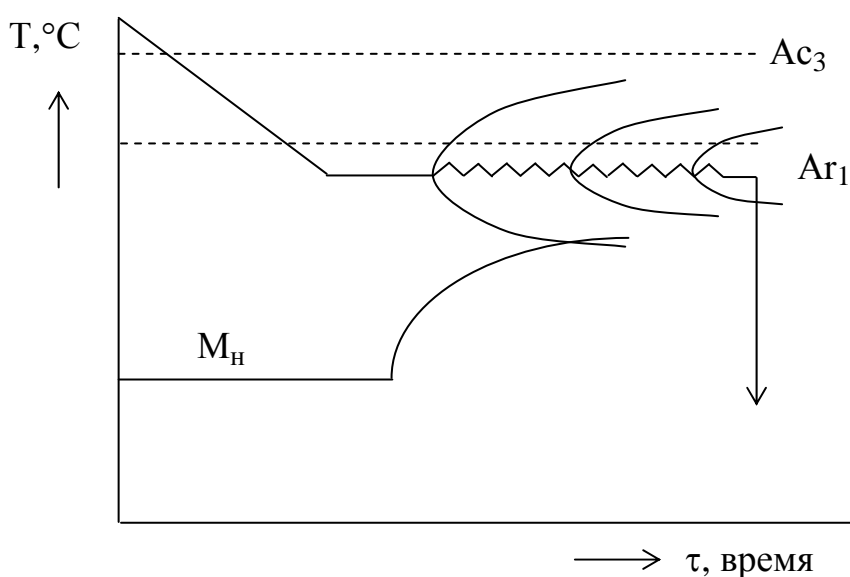


Рис. 7.12. Изотермический отжиг легированной доэвтектоидной стали

При изотермическом отжиге формируется однородная структура.

Для проведения неполного отжига доэвтектоидная сталь нагревается до температуры, лежащей несколько выше точки A_{c1} и ниже точки A_{c3} , т.е. до температур межкритического интервала. При неполном отжиге происходит частичная перекристаллизация стали, сопровождающаяся переходом перлита в аустенит. Избыточный феррит частично превращается в аустенит.

При этом снижается твердость стали. Как правило, заэвтектоидные стали подвергаются неполному отжигу.

Нагрев стали выше точки A_{c1} с последующим охлаждением несколько ниже температуры A_{c1} обеспечивает получение перлита с зернистой формой вместо пластинчатой.

Нормализацией называется нагрев доэвтектоидной стали до температуры точки $A_{c3} + (30-50)^\circ\text{C}$, непродолжительной выдержке для завершения фазовых превращений и охлаждения на воздухе. Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо отжига. Это приводит к некоторому повышению на 10-15% прочности и твердости стали, так как происходит некоторое увеличение скорости охлаждения по сравнению с отжигом. После нормализации формируется более мелкий эвтектоид, снижаются внутренние напряжения, устраняется ряд дефектов.

ГЛАВА 8. СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

8.1. Основная литература

1. Материаловедение / Под ред. Б.Н.Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1986.
2. Основы материаловедения / Под ред. И.И.Сидорина. – М.: Машиностроение, 1988.
3. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Metallургия, 1987.
4. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка. – М.: Metallургия, 1983.
5. Андреев Н.Х., Малахов А.И., Фуфаев Л.С. Новые материалы в технике. – М.: Высшая школа, 1983.
6. Гуревич Ю.Г. Теория термической обработки стали. – Курган: Изд-во КГУ, 2004.

8.2. Дополнительная литература

1. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. – М.: Машгиз, 1981.
2. Шмыков А.А. Справочник термиста. – М.: Машгиз, 1981.
3. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Metallургия, 1986.
4. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Metallургия, 1983.
5. Сорокин В.Г. Марочник сталей и сплавов. – М.: Машиностроение, 1989.
6. Гуляев А.П. Инструментальные стали: Справочник. – М.: Машиностроение, 1985.
7. Композиционные материалы: Справочник. – Киев: Наукова думка, 1985.
8. Металловедение и термическая обработка: Справочник в 3 томах / Под ред. А.Г. Рахштадта и М.Л. Бернштейна. – М.: Metallургия, 1983.
9. Гуревич Ю.Г., Рахманов В.И. Термическая обработка порошковых сталей. – М.: Metallургия, 1985.

8.3. Учебные пособия

1. Паньшин И.Ф., Рахманов В.И. Выбор стали и технологии упрочнения деталей машин. – Курган, 1994.
2. Гуревич Ю.Г., Шпитко Г.Н. Конструкционные стали и порошковые материалы для деталей автомобиля. – Курган, 2005.
3. Дровозов Г.П., Рахманов В.И., Гуревич Ю.Г. Поверхностное упрочнение деталей машин. – Курган: Изд-во КГУ, 1997.
4. Гуревич Ю.Г., Дровозов Г.П., Савиных Л.М. Порошковые стали для конструкционных деталей. – Курган: Изд-во КГУ, 1997.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	3
Глава 1. Строение металлов и сплавов	3
1.1. Общие сведения о металлах	3
1.2. Атомно-кристаллическое строение металлов	4
1.3. Свойства кристаллов	8
1.4. Атомные плоскости в кристаллической решетке и их обозначение	8
1.5. Атомно-кристаллическое строение реальных металлов.....	9
1.6. Влияние дислокаций на прочность металла	12
Глава 2. Механические свойства металлов и их определение.....	13
2.1. Статические испытания на растяжения	13
2.2. Динамические испытания на ударную вязкость	17
2.3. Твердость металлов и ее определение	18
Глава 3. Основы теории сплавов	20
3.1. Строение сплавов и их виды	21
3.1.1. Механическая смесь.....	21
3.1.2. Твердый раствор	21
3.2. Диаграммы состояния сплавов	24
3.2.1. Диаграмма состояния сплавов, нерастворимых в твердом состоянии	24
3.2.1.1. Определение химического состава фаз.....	27
3.2.1.2. Определение массы фаз	28
3.2.2. Диаграмма состояния сплавов из 2-х компонентов с неограниченной растворимостью в жидком и твердом состояниях	28
3.2.3. Диаграмма состояния сплавов из 2-х компонентов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с эвтектикой).....	29
3.2.4. Диаграмма состояния сплавов из 2-х компонентов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с перитектикой).....	32
3.2.5. Диаграмма состояния сплавов из 2-х компонентов с образованием химического соединения.....	33
3.2.6. Диаграмма состояния сплавов из 2-х компонентов, имеющих вторичную кристаллизацию	34
3.2.7. Влияние типа диаграммы состояния на свойства сплавов (закон Н.С. Курнакова)	35
Глава 4. Железо и его сплавы	37
4.1. Полиморфные модификации железа	37
4.2. Основные компоненты и фазовые составляющие в сплавах на основе железа ..	39
4.3. Диаграмма фазового равновесия системы железо – углерод	40
4.3.1. Анализ диаграммы фазового равновесия системы железо – углерод	43
4.3.2. Структурные составляющие и фазовый состав железоуглеродистых сплавов с различным содержанием углерода.....	47
4.4. Классификация железоуглеродистых сплавов.....	47
4.4.1. Влияние элементов на свойства стали	48
4.4.2. Основные факторы классификации	50
4.4.3. Маркировка сталей и сплавов	51
4.4.3.1. Сталь углеродистая обыкновенного качества (ГОСТ 380-88).....	51
4.4.3.2. Сталь углеродистая качественная, конструкционная ГОСТ 1050-74	51
4.4.3.3. Легированные конструкционные стали (ГОСТ 4543-75)	52
4.4.3.4. Инструментальные стали	54

4.4.3.4.1. Сталь углеродистая инструментальная, ГОСТ 1435-74	54
4.4.3.4.2. Легированные инструментальные стали	55
4.4.4. Ферросплавы и их маркировка	56
4.4.5. Характеристика сталей по назначению	56
4.4.5.1. Стали со специальными свойствами	58
4.4.5.1.1. Нержавеющие стали.....	58
Глава 5. Чугун, его свойства и назначение	59
5.1. Образование графита в чугуне	62
5.2. Серый чугун, формирование структуры и свойств	63
5.2.1. Марки серых чугунов, состав и механические свойства	65
5.3. Высокопрочные чугуны с шаровидным графитом, марки, состав и свойства	66
5.4. Ковкий чугун, марки, состав и свойства	67
5.5. Чугун с вермикулярной формой графита, марки, основные свойства	70
5.6. Антифрикционные чугуны, марки и основные свойства	71
Глава 6. Основы теории термической обработки стали.....	72
6.1. Рост зерна аустенита при нагреве стали.....	75
6.2. Изотермические превращения переохлажденного аустенита	77
6.2.1. Температурные области превращения и продукты изотермического распада переохлаждения аустенита	79
6.2.2. Диаграммы изотермического распада аустенита в дозэвтектоидных и заэвтектоидных сталях	83
6.3. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении	84
6.3.1. Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита в эвтектоидной стали	85
6.3.2. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита в доэвтектоидной стали	87
6.4. Превращение мартенсита и остаточного аустенита при нагреве ниже A_1	88
Глава 7. Основы термической обработки стали	90
7.1. Основные параметры термической обработки	91
7.2. Основные операции объемной термической обработки стали	92
7.3. Операции отжига стали	95
7.3.1. Скорость нагрева стали	104
7.3.2. Продолжительность нагрева стали	105
7.3.3. Выбор среды для нагрева при термической обработке	106
7.3.4. Охлаждающие среды для закалки	106
7.3.5. Закаливаемость и прокаливаемость стали	108
7.4. Внутренние напряжения в закаленной стали.....	111
7.5. Методы закалки стали	114
7.6. Отпуск стали после закалки.....	116
7.7. Отжиг I рода	118
7.8. Отжиг II рода.....	118
Глава 8. Список литературы	121
8.1. Основная литература	121
8.2. Дополнительная литература	121
8.3. Учебные пособия	121

Учебное издание

Филинков Михаил Дмитриевич

**ОСНОВЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ**

Учебное пособие

Редактор Н.М. Устюгова

Подписано в печать	Формат 60×84 1/16	Бумага тип. № 1
Печать трафаретная	Усл. печ. л. 8,0	Уч-изд. л. 8,0
Заказ	Тираж	Цена свободная

Редакционно-издательский центр КГУ.
640669, г. Курган, ул. Гоголя, 25.
Курганский государственный университет.