

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное агентство по образованию
Южно-Уральский государственный университет

620.22(07)

МЗ41

М. А. Смирнов, К. Ю. Окишев, Х. М. Ибрагимов, Ю. Д. Корягин

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебное пособие

Часть I

Допущено учебно-методическим объединением по образованию в области металлургии в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлению «Металлургия».

Челябинск
Издательство ЮУрГУ
2005

УДК 669.017(075.8) + 620.22(075.8)

Материаловедение: Учебное пособие / М.А. Смирнов, К.Ю. Окишев, Х.М. Ибрагимов, Ю.Д. Корягин — Челябинск: Изд. ЮУрГУ, 2005. — Ч. I. — 139 с.

Изложены основные положения металловедения. Рассмотрены кристаллическое строение и механические свойства металлов, формирование структуры при кристаллизации и пластической деформации и диаграммы состояний. Даны основы термической обработки сталей и цветных сплавов. Приведены данные о составе, свойствах и обработке конструкционных и инструментальных сталей, а также сплавов на основе алюминия, меди и других металлов.

Предназначено для студентов механических специальностей, а также обучающихся по бакалаврской программе направления «Металлургия».

Ил. 70, табл. 8, список лит. — 10 назв.

Одобрено учебно-методической комиссией
физико-металлургического факультета.

Рецензенты: А.Я. Заславский, И.Ю. Пышминцев.

© М.А. Смирнов, К.Ю. Окишев, Х.М. Ибрагимов, Ю.Д. Корягин, 2005.
© Издательство ЮУрГУ, 2005.

ПРЕДИСЛОВИЕ

Курс материаловедения состоит из двух частей. В первой части даётся информация о металлических, а во второй — о неметаллических материалах. Настоящее пособие посвящено рассмотрению первой части курса. В ней изложены основы материаловедения и термической обработки металлов и сплавов.

В настоящее время на изучение материаловедения, как правило, отводится небольшое количество часов лекций, практических и лабораторных занятий, а большее внимание уделяется самостоятельной работе студентов. Для того, чтобы студентам было легче ориентироваться в изучаемом материале, нам представлялось целесообразным иметь пособие, в котором были бы кратко изложены основные положения курса. Для более углублённого его изучения следует пользоваться учебной литературой [1–9], указанной в конце пособия.

Учебное пособие предназначено для студентов механических специальностей и для студентов — будущих бакалавров, обучающихся по направлению «Металлургия».

ГЛАВА I. ОСНОВЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

Металловедение — наука, изучающая общие закономерности формирования структуры и свойств металлов и сплавов, а также особенности их изменения при различных воздействиях (механических, тепловых и др.).

1. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

1.1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА МЕТАЛЛОВ

I. К металлам относятся твёрдые кристаллические тела, обладающие рядом характерных свойств:

- высокой теплопроводностью;
- высокой электропроводностью;
- ростом электросопротивления с повышением температуры;
- хорошей отражательной способностью (металлическим блеском);
- повышенной способностью к пластической деформации.

Следует отметить, что не все металлы и не при всех условиях обладают полной совокупностью этих свойств.

Металлы представляют собой вещества, состоящие из положительно заряженных ионов и свободных валентных электронов. Электроны принадлежат не какому-либо конкретному атому, а всей совокупности атомов, образуя электронный «газ».

II. Чистые металлы во многих случаях не обеспечивают нужных свойств и поэтому применяются сравнительно редко. Гораздо шире используются *сплавы*, в состав которых входит несколько различных элементов. Сплавы получают путём сплавления нескольких металлов друг с другом или металлов с неметаллами. Используются и другие способы получения сплавов — например, спекание порошков. Химические элементы, образующие сплав, называются *компонентами*.

III. Металлы и сплавы делятся на две группы:

- 1) *чёрные* металлы — железо, хром, марганец и их сплавы;
- 2) *цветные* металлы — все остальные металлы и их сплавы.

Среди цветных металлов также выделяют несколько групп:

- а) *тяжёлые* с плотностью более $4,5 \text{ г/см}^3$ — Pb, Cu, W и др.;
- б) *лёгкие* с плотностью менее $4,5 \text{ г/см}^3$ — Al, Mg и др.;

в) *тугоплавкие* с температурой плавления выше, чем у железа (1539°C) — Mo, W и др.;

- г) *редкие* — Nb, Zr и др.;

- д) *благородные* — Au, Pt, Pd и др.,

и ряд других.

1.2. КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ РЕШЁТКИ МЕТАЛЛОВ

I. Для металлов, как кристаллических тел, характерно правильное закономерное расположение атомов (ионов) в пространстве, которое можно представить в виде *пространственной кристаллической решётки*. Такая решётка состоит из воображаемых линий и плоскостей, проходящих через точки расположения атомов. В решётке можно выделить *элементарную кристаллическую ячейку* (рис. 1). Это — наименьший комплекс атомов, который при многократном повторении в пространстве позволяет воспроизвести кристаллическую решётку.

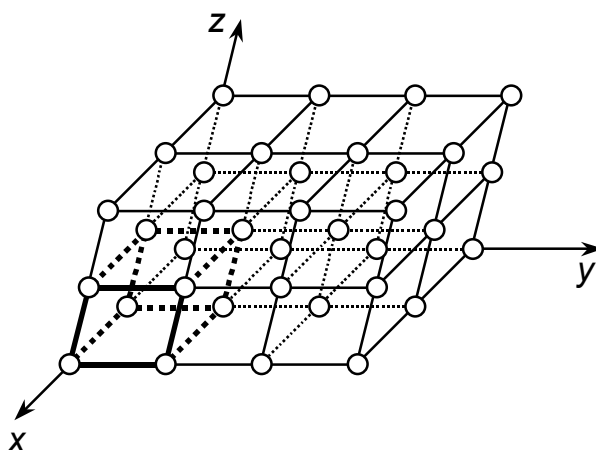


Рис. 1. Кристаллическая решётка.
Жирными линиями выделена элементарная ячейка

II. Подавляющее большинство металлов имеет одну из трёх кристаллических решёток: *объёмноцентрированную кубическую (ОЦК)*, *ранецентрированную кубическую (ГЦК)* и *гексагональную плотноупакованную (ГПУ)*.

Элементарные ячейки ОЦК и ГЦК решёток представляют собой куб. В ОЦК решётке восемь атомов расположены в вершинах куба и один — в центре куба (рис. 2, а). В элементарной ячейке ГЦК решётки атомы находятся в вершинах и в центрах граней куба (рис. 2, б). Элементарная ячейка ГПУ решётки представляет собой правильную шестигранную призму. Атомы расположены во всех вершинах призмы, в центрах обоих оснований, и ещё три атома — внутри призмы на половине её высоты (рис. 2, в).

Примерами металлов с решёткой ОЦК, являются хром, молибден, вольфрам, ванадий; решётку ГЦК имеют алюминий, медь, золото, никель; решётку ГПУ — цинк, магний, кадмий.

Размеры кристаллической решётки оценивают *параметром (периодом) решётки*. Для ОЦК и ГЦК решёток за параметр принимают длину ребра куба a . ГПУ решётку характеризуют двумя параметрами: длиной ребра основания призмы a и высотой призмы c . Отношение c/a близко к 1,63. Параметр a для решёток большинства металлов лежит в пределах 0,2...0,6 нм (2...6 Å).

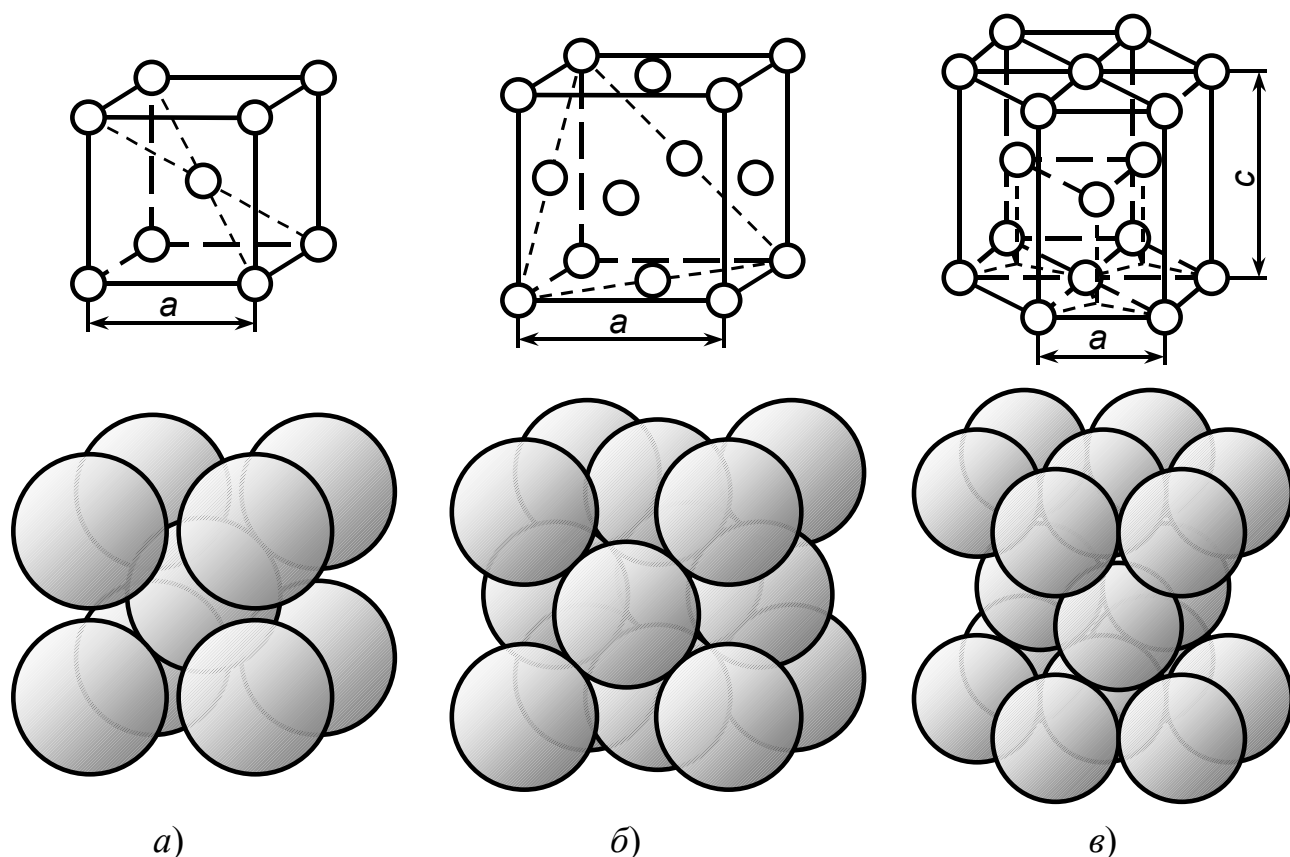


Рис. 2. Элементарные ячейки решёток ОЦК (а), ГЦК (б) и ГПУ (в).
 a , c — параметры решётки

Для описания кристаллической решётки используют модель твёрдых шаров. Атомы считают твёрдыми шарами, которые укладываются таким образом, чтобы они соприкасались друг с другом (см. рис. 2). ГЦК и ГПУ решётки называют *плотноупакованными*. Для них характерна более плотная упаковка атомов, чем для ОЦК решётки. Расположение атомов в ГЦК и ГПУ решётках можно описать как ряд последовательных плоских слоёв, подобных показанному на рис. 3, причём каждый следующий слой уложен в лунки предыдущего. Различие между ГЦК и ГПУ решётками состоит в последовательности чередования плотноупакованных слоёв.

III. Плотность расположения атомов в кристалле по различным плоскостям и направлениям неодинакова. Соответственно и свойства в разных направлениях будут различны. Различие свойств кристалла в разных кристаллографических направлениях называется *анизотропией*. Таким образом, отдельный кристалл — тело анизотропное. Технические металлы являются *поликристаллами*: они состоят из большого количества мелких различно ориентированных кристаллитов, которые называют также *зёрнами*. В этом случае свойства во всех направлениях оказываются примерно одинаковыми. Следовательно, поликристаллическое тело является квазиизотропным.

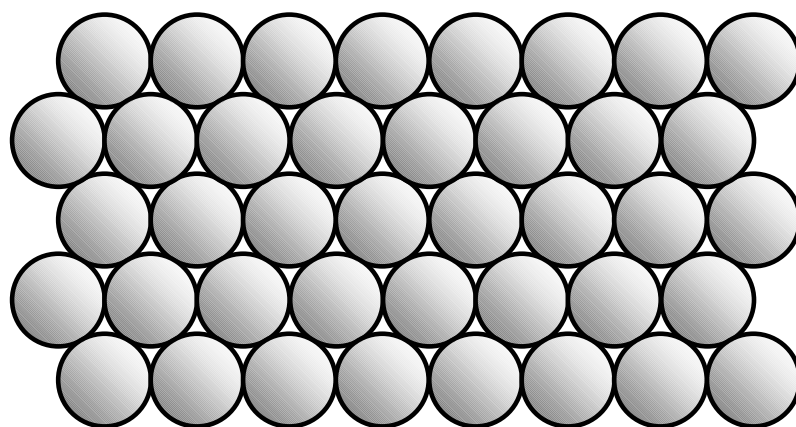


Рис. 3. Плотнейшая упаковка атомов в плоскости

IV. Ряд металлов изменяют тип своей кристаллической решётки при изменении температуры. Это явление называется *полиморфизмом*. Типичным примером полиморфного металла является титан. При комнатной температуре он имеет ГПУ решётку (α -титан). При нагреве выше 882°C он меняет решётку на ОЦК (β -титан), которая сохраняется вплоть до температуры плавления 1670°C . При охлаждении ниже 882°C титан снова приобретёт ГПУ решётку.

1.3. ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ

I. Кристаллические решётки реальных металлов не бывают идеальными. Они содержат микроскопические дефекты, которые по геометрическому признаку подразделяют на точечные, линейные и поверхностные. Точечные дефекты малы во всех трёх измерениях; их размеры не превышают нескольких межатомных расстояний. Линейные дефекты имеют малые размеры в двух измерениях, а в третьем — значительно больший размер, соизмеримый с размерами кристалла (зерна). Поверхностные дефекты малы только в одном измерении.

II. Точечные дефекты. К ним относятся вакансии и межузельные атомы (рис. 4). Под *вакансией* понимают узел кристаллической решётки, в котором отсутствует атом. *Межузельным* называют атом, находящийся между узлами решётки (в междоузлиях). Вокруг вакансий и межузельных атомов возникают упругие искажения кристаллической решётки, причём около межузельного атома они значительно больше, чем вокруг вакансии.

Каждой температуре соответствует своя равновесная концентрация точечных дефектов. При этом равновесная концентрация вакансий намного больше, чем межузельных атомов. С повышением температуры равновесная концентрация точечных дефектов резко возрастает.

Вакансии обладают высокой подвижностью. Соседний с вакансией атом может занять её место и оставить свободным свой узел. Это равносильно перемещению вакансии на одно межатомное расстояние (рис. 4, б). Чем выше температура, тем чаще вакансии переходят из одного узла в другой.

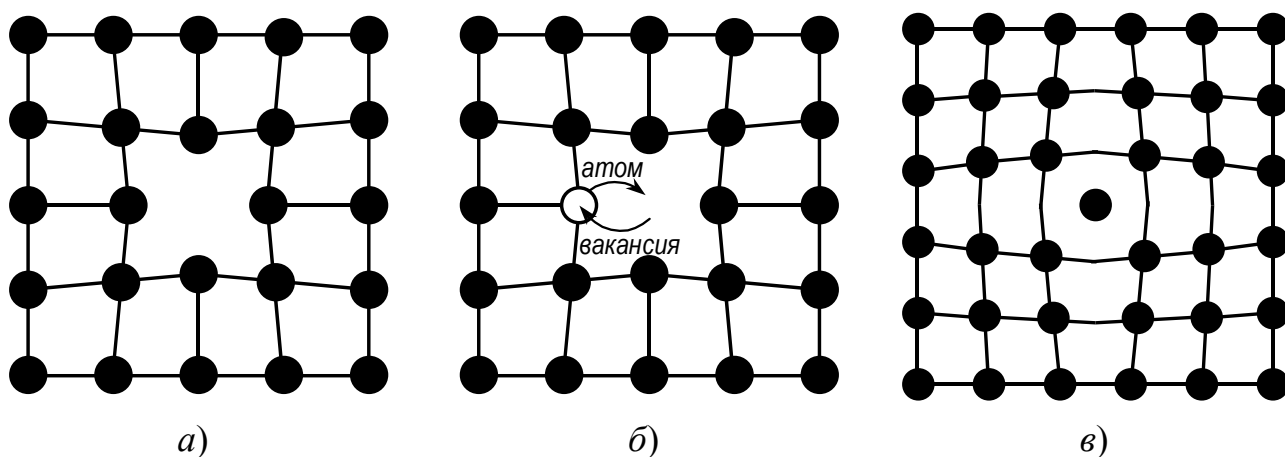


Рис. 4. Точечные дефекты: *a* — вакансия; *б* — схема перемещения вакансии по кристаллу; *в* — межузельный атом

III. Линейные дефекты. Важнейшим видом линейных несовершенств являются *дислокации*. Ограничимся рассмотрением краевой дислокации. Её можно получить следующим образом. Мысленно расщепим кристалл по вертикали сверху вниз до половины и вставим в него «лишнюю» атомную плоскость, называемую *экстраплоскостью* (рис. 5, *a*). Появление такого «клина» приводит к искажению кристаллической решётки, которое особенно значительно у края экстраплоскости. Область несовершенства кристалла вокруг края экстраплоскости и называется *краевой дислокацией*. Краевую дислокацию условно обозначают знаком \perp .

В одном направлении протяжённость краевой дислокации такая же, как и длина края экстраплоскости, то есть размер её макроскопический. В плоскости, перпендикулярной краю экстраплоскости, область несовершенства решётки не превышает нескольких межатомных расстояний (рис. 5, *б*).

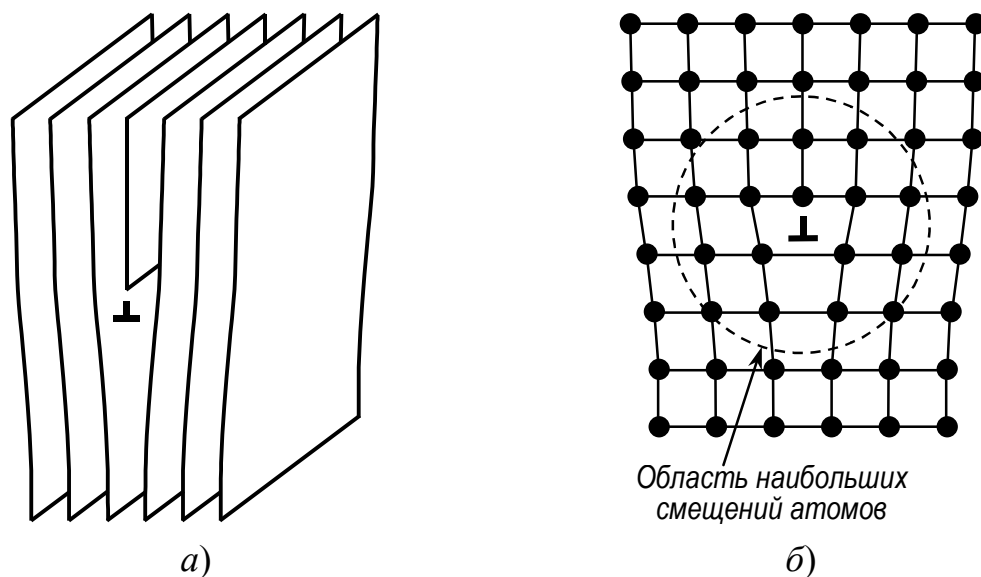


Рис. 5. Краевая дислокация (*a*) и расположение атомов в области дислокации (*б*)

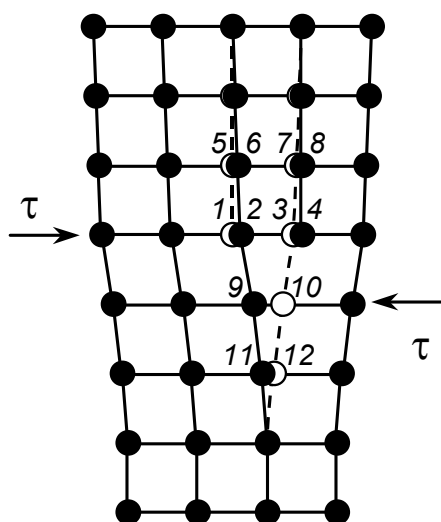


Рис. 6. Смещение атомов при перемещении дислокации слева направо на одно межатомное расстояние. Исходное положение показано пунктирными линиями

Характеристикой дислокационной структуры является *плотность дислокаций*, под которой понимают суммарную длину дислокаций $\sum l$, приходящуюся на единицу объёма V : $\rho = \frac{\sum l}{V}$. Плотность дислокаций имеет размерность $\text{см} / \text{см}^3 = \text{см}^{-2}$. В зависимости от условий кристаллизации, пластической деформации и других факторов она меняется в пределах от 10^6 до 10^{12} см^{-2} .

Дислокации могут легко двигаться по кристаллу. Рассмотрим, как происходит перемещение краевой дислокации на одно межатомное расстояние. Как видно из рис. 6, для того, чтобы дислокация под действием напряжений τ переместилась из исходного положения 1 в соседнее положение 4, достаточно небольших перемещений атомов: $1 \rightarrow 2$, $3 \rightarrow 4$, $5 \rightarrow 6$, $7 \rightarrow 8$, $10 \rightarrow 9$, $12 \rightarrow 11$. Эти перемещения меньше межатомного расстояния.

IV. Поверхностные дефекты. Наиболее важными поверхностными дефектами являются границы зёрен и субзёрен. Основная характеристика таких границ — *угол разориентировки*, то есть угол между одинаковыми кристаллографическими направлениями по обе стороны от границы. Когда этот угол превышает несколько градусов, границу называют *большеугловой*, в противном случае — *малоугловой*. Границы между зёрнами являются большеугловыми (рис. 7, а). Большеугловая граница зёрен — это область шириной в несколько межатомных расстояний, в которой нарушено правильное расположение атомов в кристаллической решётке. Часто зёрна оказываются разбиты на более мелкие образования — *субзёрна*, разделённые малоугловыми границами, которые образованы определёнными системами дислокаций (рис. 7, б).

Кроме точечных, линейных и поверхностных иногда выделяют объёмные дефекты, к которым относят поры и трещины. Эти дефекты являются макроскопическими, так как их размеры во всех трёх измерениях много больше межатомного расстояния.

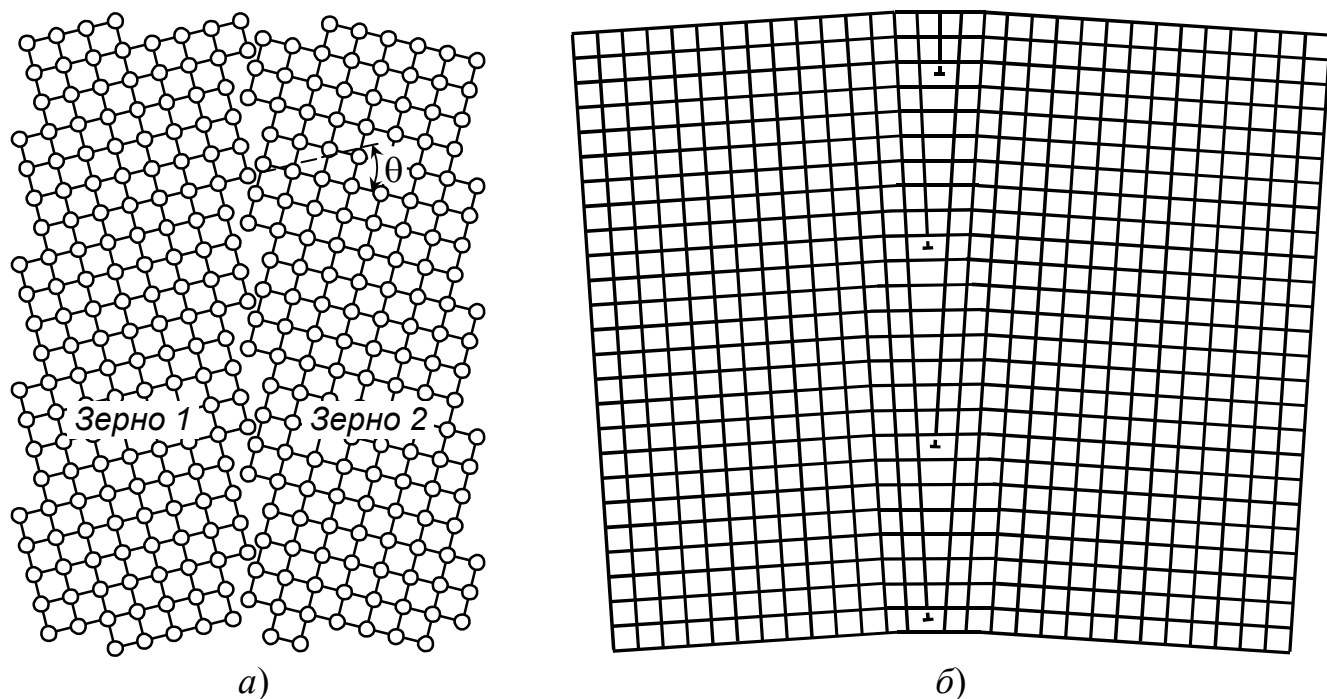


Рис. 7. Поверхностные дефекты:
 а — большеугловая граница (θ — угол разориентировки);
 б — малоугловая граница

1.4. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ

I. В материаловедении применяют много различных методов исследования. Их можно разделить на две большие группы: 1) *структурные* методы, использование которых позволяет *непосредственно* наблюдать строение металлов; к ним относятся макроскопический и микроскопический методы исследования, и 2) *физические* методы, позволяющие *косвенно* судить о превращениях, протекающих в металлах и воздействующих на их структуру, по изменению физических свойств — например, теплосодержания (термический анализ), объёма (дилатометрия), электросопротивления, намагниченности насыщения и т.д. Применяют также *дифракционные* методы, в которых для изучения кристаллического строения материалов используется дифракция излучения на кристаллической решётке — рентгеноструктурный, электронографический и др. Мы ограничимся кратким знакомством лишь с первой группой — структурными методами исследования.

II. *Макроструктурой* называют строение металла или сплава, видимое невооружённым глазом или при небольших увеличениях (с помощью лупы). Макроанализ позволяет выявить:

- а) характер разрушения изделия;
- б) нарушения сплошности металла (трещины, газовые пузыри и т.д.);
- в) химическую неоднородность сплава (ликвацию);
- г) строение металлического слитка;
- д) направление волокон в деформированном металле.

Макроструктуру изучают на изломах и макрошлифах.

Излом — это поверхность разрушенного образца или детали. По виду излома можно, в частности, установить, каким было разрушение — хрупким, вязким или усталостным (см. разделы 4.2 и 5.4). На изломах можно увидеть и некоторые дефекты металла (например, флокены).

Макрошлифом (темплетом) называют отшлифованную и протравленную поверхность металла. Для приготовления макрошлифа из крупных заготовок (слитков, поковок и т.д.) вырезают образцы, одну поверхность которых затем шлифуют и подвергают травлению специальными реактивами. После травления на поверхности макрошлифа выявляется макроструктура.

В литом металле на макрошлифах видна форма зёрен, возникших при кристаллизации (см. раздел 2). В горячедеформированном металле на макрошлифах можно выявить направление волокон. Волокнистое строение возникает из-за того, что при горячей прокатке, ковке и т.п. присутствующие в металле неметаллические включения вытягиваются вдоль направления деформации. Прочность и пластичность, как правило, выше вдоль волокон, чем поперёк, поэтому волокна должны располагаться соответственно конфигурации детали. На макрошлифах путём специального травления изучают и распределение в металле различных элементов.

III. *Микроструктурой* называют строение металла, наблюдаемое при больших увеличениях (с помощью микроскопа).

Микроструктурный анализ позволяет определить величину и форму зёрен, расположение фаз, составляющих сплав, выявить структуру, характерную для некоторых видов обработки, и обнаружить мельчайшие пороки металла (неметаллические включения, микротрещины и т.п.).

Микроструктуру металлов наблюдают в световом (оптическом) или электронном микроскопе. На рис. 8 приведена принципиальная схема оптической системы металлографического микроскопа. В металлографических микроскопах изучаемый объект рассматривают в отражённом свете.

Для изучения структуры в оптическом микроскопе из исследуемого металла изготавливают *микрошлиф*: вырезают небольшой образец, одну из плоскостей которого тщательно шлифуют, полируют и подвергают травлению специальными реактивами. Так, для выявления микроструктуры стали чаще всего применяют 4...5%-й раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Под влиянием реактивов происходит избирательное растворение фаз, а также внутренних границ раздела. Как следствие этого, на шлифе образуется микрорельеф. При наблюдении под микроскопом сильно растворившиеся участки будут выглядеть более тёмными, а слабее растворившиеся — более светлыми. Так, при травлении металла, состоящего из однородных зёрен, выявляются их границы в виде тонкой тёмной сетки, так как границы травятся сильнее тела зёрен, и на их месте образуются углубления.

Разрешающая способность оптического микроскопа, то есть минимальный размер деталей структуры, различимых с его помощью, определяется длиной волны видимого света и не превышает 0,2 мкм (200 нм); предельное полезное увели-

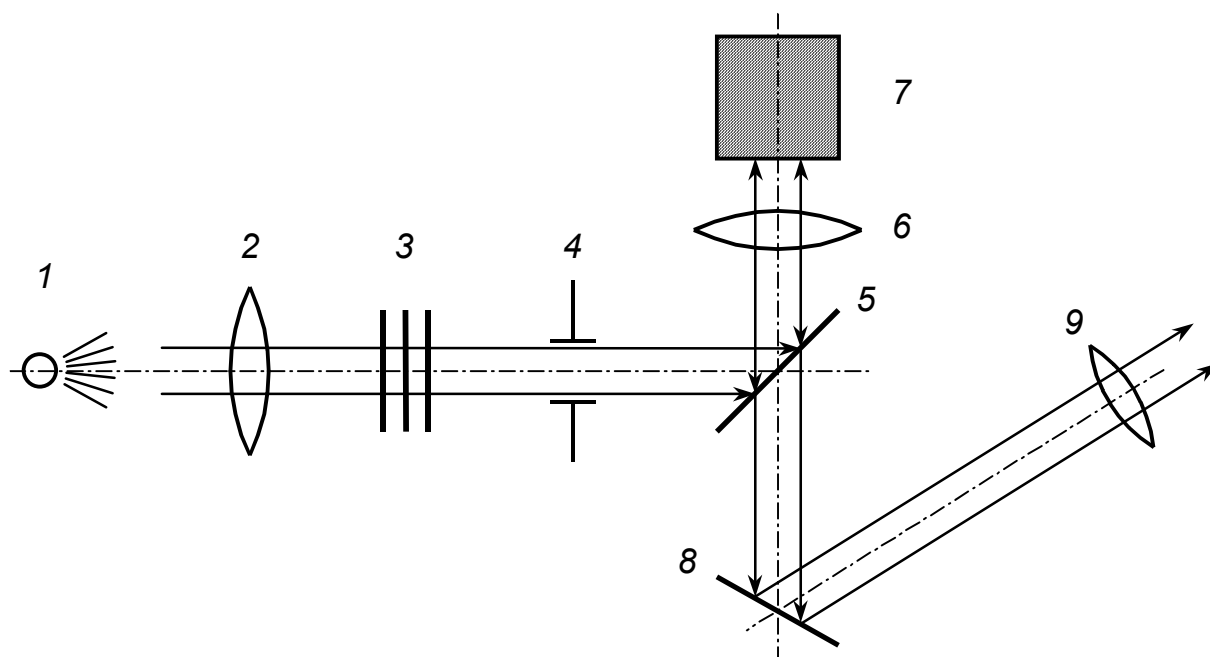


Рис. 8. Принципиальная схема оптической системы металлографического микроскопа:

- 1 — источник света; 2 — собирающая линза; 3 — светофильтры;
 4 — диафрагма; 5 — полупрозрачная пластинка; 6 — объектив;
 7 — объект (микрошлиф); 8 — зеркало; 9 — окуляр

чение достигает 2000 раз. У электронных микроскопов разрешающая способность намного выше, чем у оптических, поскольку вместо световых лучей в них используются электроны с очень малой дебройлевской длиной волны — $0,01 \dots 0,001$ нм.

Наибольшее распространение получили *просвечивающие* электронные микроскопы, в которых пучок электронов проходит сквозь изучаемый объект, представляющий собой тонкую (не более $0,2$ мкм) фольгу, вырезанную из исследуемого металла. Изображение получается в результате рассеяния электронов на объекте. В просвечивающем электронном микроскопе можно различить детали структуры размерами до $0,2 \dots 0,5$ нм, то есть фактически отдельные атомы; это соответствует увеличениям до $10^5 \dots 10^6$ раз.

Помимо просвечивающих, получили распространение и *растровые* электронные микроскопы, в которых изображение создаётся благодаря вторичной эмиссии электронов, излучаемых поверхностью образца, на которую падает непрерывно перемещающийся по ней (как в электронно-лучевой трубке телевизора) поток первичных электронов. Растровый электронный микроскоп позволяет изучать строение поверхности металла, в том числе изломов (*фрактография*), однако разрешающая способность его меньше, чем у просвечивающего — до $25 \dots 30$ нм (увеличение до $10^4 \dots 10^5$ раз). Современные растровые микроскопы позволяют также изучать химический состав отдельных участков поверхности образца по спектру вторичных электронов.

2. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

I. Из термодинамики известно, что самопроизвольно могут протекать только те процессы, которые сопровождаются уменьшением *свободной энергии* системы. На рис. 9 показано изменение свободной энергии жидкого и твёрдого металла с температурой. При температуре T_0 , соответствующей точке пересечения кривых, свободные энергии жидкой и твёрдой фаз равны ($F_{\text{ж}} = F_{\text{тв}}$) и обе фазы могут одновременно сосуществовать сколь угодно долго. Температуру T_0 называют *равновесной температурой кристаллизации*. При температурах выше T_0 термодинамически устойчива жидкая фаза, обладающая меньшим уровнем свободной энергии, а при температурах ниже T_0 — твёрдая фаза. Процесс кристаллизации, то есть переход жидкой фазы в твёрдую с образованием кристаллической решётки, может протекать только при переохлаждении металла ниже T_0 . Разность между равновесной и фактической температурой кристаллизации ($T_{\text{к}}$) называется *степенью переохлаждения*:

$$\Delta T = T_0 - T_{\text{к}}. \quad (1)$$

На рис. 10 приведены кривые охлаждения, характеризующие процесс кристаллизации. При температуре кристаллизации наблюдается остановка падения температуры, что объясняется выделением скрытой теплоты кристаллизации. Чем больше скорость охлаждения, тем больше ΔT .

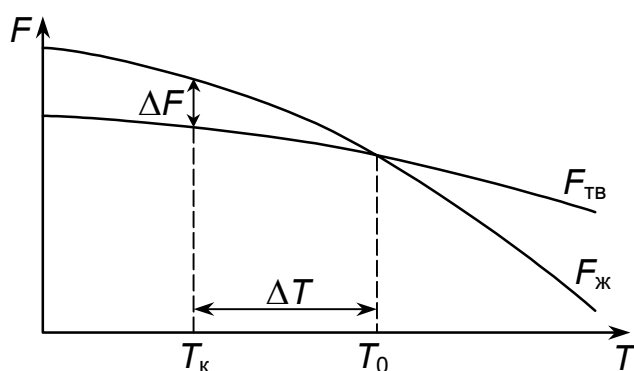


Рис. 9. Изменение свободных энергий F жидкого и твёрдого металла с температурой

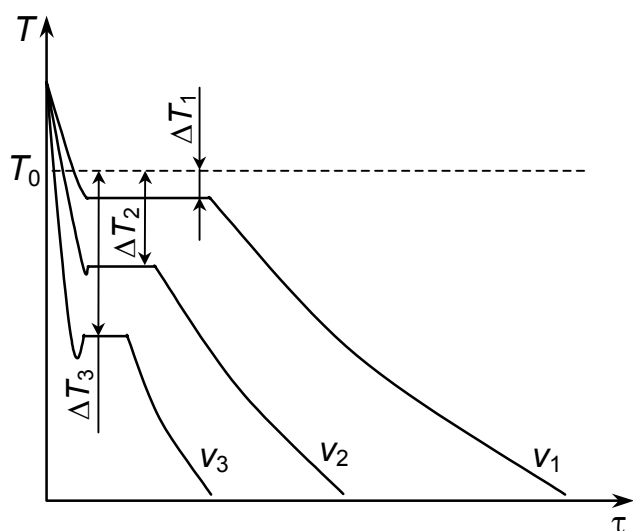


Рис. 10. Кривые охлаждения металла при кристаллизации. Скорости охлаждения $v_1 < v_2 < v_3$

II. Кристаллизация протекает путём возникновения в исходной (жидкой) фазе небольших объёмов новой (твёрдой) фазы, называемых *зародышевыми центрами*, и последующего их роста. Этот процесс характеризуется двумя параметрами:

ЧЦ — число зародышевых центров, возникающих в единице объёма жидкого металла за единицу времени;

СР — скорость роста, то есть путь, проходимый растущей гранью кристалла за единицу времени.

Зародыши твёрдой фазы могут возникать как в определённых объёмах жидкой фазы, так и на посторонних твёрдых частицах, присутствующих в жидком металле. Первый путь образования зародышевых центров называют *самопроизвольным*, а второй — *несамопроизвольным*.

В жидком состоянии атомы вследствие теплового движения перемещаются беспорядочно. В то же время в жидкости имеются небольшие группировки атомов, в которых их расположение аналогично таковому в решётке кристалла. Эти группировки неустойчивы, они рассасываются и вновь появляются в жидкости. При переохлаждении жидкости некоторые из них, наиболее крупные, становятся устойчивыми и способными к росту. Эти группировки и являются зародышевыми центрами при самопроизвольной кристаллизации. Однако самопроизвольное зарождение кристаллов в жидком металле затруднено. Чаще источником образования зародышевых центров являются посторонние твёрдые частицы, которые всегда присутствуют в расплаве. Если эти примеси имеют кристаллическую решётку, близкую по строению к затвердевающему металлу, то они играют роль готовых центров кристаллизации.

III. Размер кристаллов при затвердевании определяется соотношением количества возникающих зародышей и скорости их роста: чем больше ЧЦ и меньше СР, тем мельче получаются кристаллы. Оба параметра связаны с перемещениями атомов и поэтому зависят от температуры (рис. 11). По мере понижения температуры ЧЦ и СР вначале возрастают из-за увеличения разности свободных энергий жидкой и твёрдой фаз ($\Delta F = F_{\text{ж}} - F_{\text{тв}}$), а затем начинают снижаться из-за уменьшения

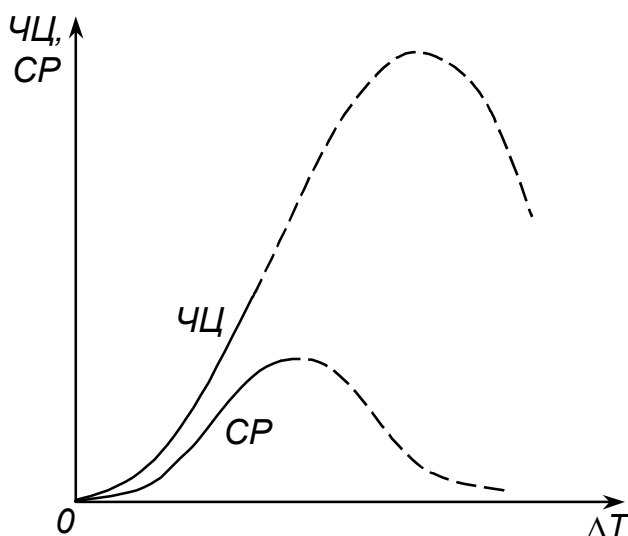


Рис. 11. Схема зависимости параметров кристаллизации ЧЦ и СР от степени переохлаждения ΔT

диффузионной подвижности атомов. Металлы в обычных условиях кристаллизации не склонны к большим переохлаждениям и в них реализуются, как правило, только восходящие ветви кривых. При небольших степенях переохлаждения, когда количество зародышевых центров мало, в результате затвердевания формируется крупнозернистая структура. С увеличением степени переохлаждения параметр ЧЦ возрастает более интенсивно, чем СР (см. рис. 11), и поэтому получают всё более мелкие кристаллы. Иными словами, чем больше скорость охлаждения при кристаллизации, тем мельче получается зерно.

Для получения мелкого зерна в жидкий металл также вводят специальные примеси. Этот процесс называется *модифицированием*. Существует два способа модифицирования. Первый заключается в том, что в расплав вводятся порошки тугоплавких веществ, которые при охлаждении способствуют интенсивному развитию несамопроизвольной кристаллизации и получению мелкого зерна. При втором способе в жидкий металл вводят растворимые добавки, снижающие поверхностное натяжение на границе раздела между твёрдой и жидкой фазами, и тем самым облегчающие образование зародышевых центров.

IV. В процессе кристаллизации обычно образуются разветвлённые или древоподобные кристаллы, получившие название *дендритов*. Причина их образования заключается в том, что максимальная скорость роста кристаллов наблюдается по таким плоскостям и направлениям, которые имеют наибольшую плотность упаковки атомов. В результате вырастают длинные ветви, которые называют осями первого порядка (рис. 12). По мере роста на ветвях первого порядка появляются и начинают расти оси второго порядка, от которых ответвляются оси третьего порядка и т.д. В последнюю очередь идёт кристаллизация в участках между осями дендритов.

Дендриты растут до тех пор, пока не соприкоснутся друг с другом. После этого окончательно заполняются межосные пространства, и дендриты превращаются в кристаллы с неправильной внешней огранкой (зёрна).

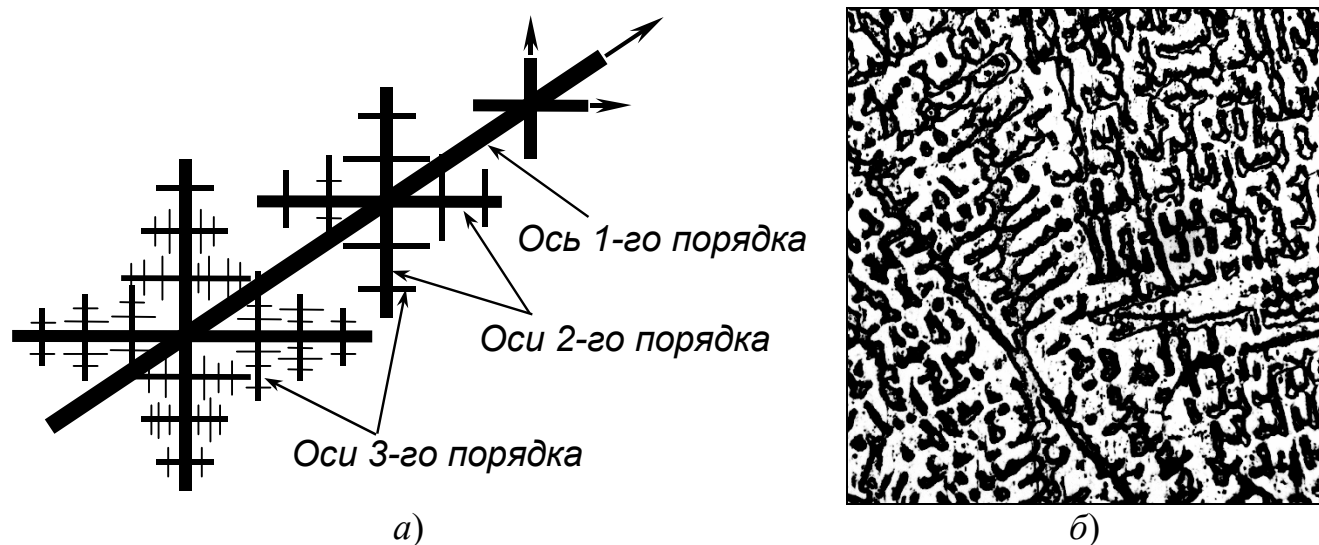


Рис. 12. Схема строения дендрита (а) и вид дендритной структуры на шлифе (б)

V. На форму зёрен влияют условия отвода тепла при кристаллизации. Это наглядно иллюстрирует строение слитка. При затвердевании слитка кристаллизация начинается у стенок изложницы. Так как стенки изложницы холодные, то жидкий металл в прилегающем к поверхности тонком слое оказывается сильно переохлаждённым. Это приводит к возникновению большого количества зародышевых центров и к формированию при кристаллизации узкой зоны мелких равноосных кристаллов (рис. 13).

По мере удаления от стенок изложницы степень переохлаждения жидкого металла становится меньше, что вызывает уменьшение числа зародышевых центров. Образующиеся кристаллы растут в направлении, противоположном отводу тепла, который идёт от центра к стенкам изложницы. В результате возникает зона крупных столбчатых кристаллов.

В центральной части изложницы температура жидкого металла изменяется медленно. Ввиду малой степени переохлаждения при кристаллизации возникает небольшое количество зародышевых центров. В условиях отсутствия направленного отвода тепла образовавшиеся кристаллы растут во всех направлениях с примерно одинаковой скоростью. В центре слитка формируется зона, состоящая из крупных равноосных кристаллов.

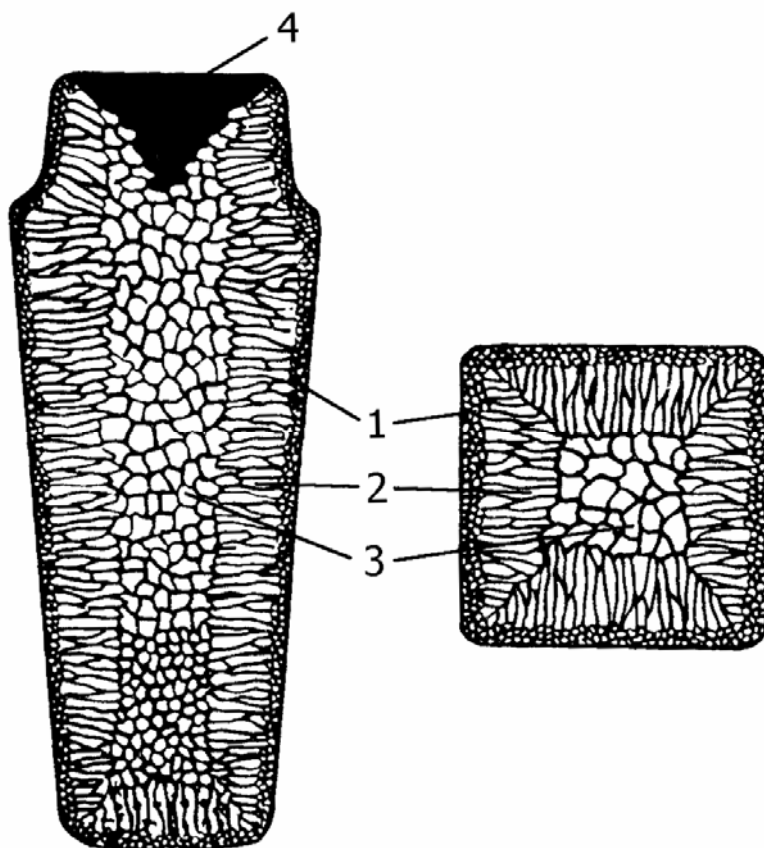


Рис. 13. Схема строения металлического слитка:

- 1 — зона мелких равноосных кристаллов; 2 — зона столбчатых кристаллов;
3 — зона крупных равноосных кристаллов; 4 — усадочная раковина

Объём твёрдого металла обычно меньше, чем жидкого, поэтому при кристаллизации объём уменьшается. Это явление называется *усадкой*. Вследствие усадки в верхней части слитка, которая затвердевает в последнюю очередь, концентрируется *усадочная раковина*. Под ней металл получается рыхлым, в нём содержится много усадочных пор. Поэтому часть слитка с усадочной раковиной и рыхлым металлом отрезают.

VI. Если использовать очень высокие скорости охлаждения (свыше 10^6 град/с), то можно замедлить диффузионные процессы настолько, что образование зародышей и рост кристаллов оказываются подавлены. В этом случае при затвердевании формируется аморфная структура, сохраняющая при комнатной температуре строение жидкого металла. Материалы с такой структурой называют *аморфными металлами* (металлическими стёклами). Они обладают рядом уникальных физических и механических свойств.

3. СТРОЕНИЕ СПЛАВОВ

3.1. ФАЗЫ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

I. Металлический сплав можно рассматривать как систему, состоящую из одной или нескольких фаз. Под *фазой* понимают однородную часть системы, имеющую определённый химический состав, одинаковое агрегатное состояние и отделённую от других частей системы поверхностью раздела. В зависимости от агрегатного состояния различают твёрдые, жидкие и газообразные фазы. В твёрдом состоянии фазы в металлических сплавах можно разделить на твёрдые растворы и промежуточные фазы.

II. *Твёрдый раствор* — это фаза, в которой атомы одного компонента располагаются в кристаллической решётке другого компонента, не изменяя её типа. В зависимости от того, в каких местах кристаллической решётки находятся атомы растворённого компонента, различают твёрдые растворы замещения и внедрения. *Твёрдые растворы замещения* образуются путём замены атомов основного металла в его кристаллической решётке атомами растворённого элемента (рис. 14, а). В *твёрдых растворах внедрения* атомы растворённого элемента находятся в междоузлиях решётки основного металла (рис. 14, б). Обычно атомы растворённого элемента размещаются в решётке растворителя случайным образом, статистически равномерно. Однако возможны случаи, когда атомы каждого компонента в решётке твёрдого раствора занимают вполне определённые места. Такие твёрдые растворы называются *упорядоченными*.

Концентрация растворённых атомов в твёрдом растворе может быть различной. В зависимости от пределов возможного растворения одного компонента в другом твёрдые растворы замещения делятся на растворы с *неограниченной* и *ограниченной* растворимостью. Для реализации полной растворимости необходимо, чтобы компоненты имели одинаковый тип кристаллической решётки и различие их атомных размеров не превышало 15%. Кроме того, атомы компонентов долж

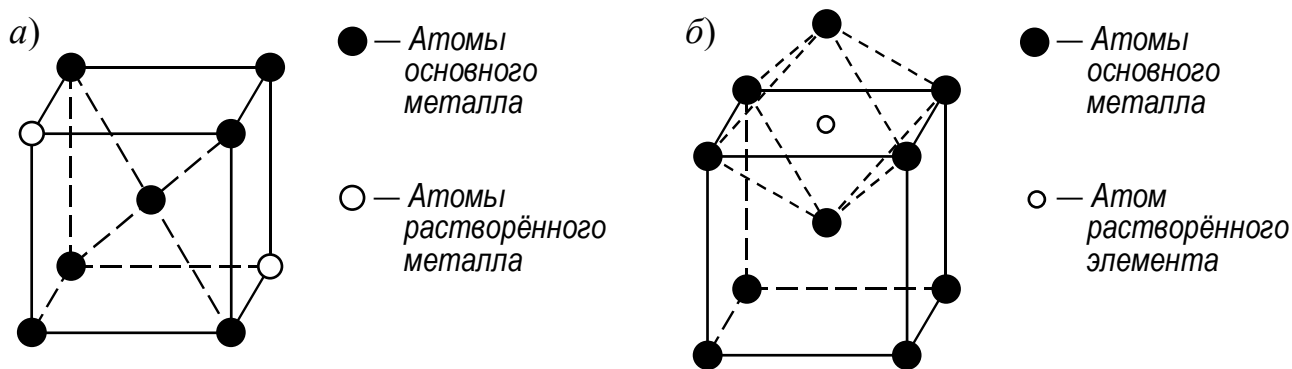


Рис. 14. Схема твёрдого раствора замещения (а) и внедрения (б)

ны иметь близкое строение валентной оболочки электронов. Твёрдые растворы внедрения образуются только в тех случаях, когда размеры атома растворённого элемента невелики. Эти растворы всегда являются растворами с ограниченной растворимостью.

III. *Промежуточные фазы*, в отличие от твёрдых растворов, сохраняющих решётку металла-растворителя, обычно имеют собственную решётку, отличающуюся от решёток чистых компонентов. Эти фазы могут иметь как постоянный, так и переменный состав. Существует большое количество типов промежуточных фаз, отличающихся составом и строением. Они могут быть образованы металлами с неметаллами (карбиды, нитриды и т.п.) либо несколькими металлами друг с другом (интерметаллические фазы).

К промежуточным фазам относятся *химические соединения*. Они имеют ионный или ковалентный тип связи и не обладают металлическими свойствами. Их состав практически постоянен. Такие фазы, образованные по закону нормальной валентности, возникают между металлами и элементами IV...VII главных подгрупп таблицы Менделеева, которые легко присоединяют электроны: например, Al_2O_3 , AlN , FeO , MnS .

Другой важный тип промежуточных фаз — это *фазы внедрения*, которые образуются при взаимодействии переходных металлов с углеродом, азотом, водородом, имеющими малый атомный радиус. Крупные атомы металла размещаются в узлах кристаллической решётки, а небольшие атомы неметалла — в междоузлиях, но сама эта решётка иная, чем у чистого металла. В фазах внедрения преобладает металлическая связь. Чаще всего они имеют переменный состав, хотя для их обозначения условно используют химические формулы (например, TiC , TiN , VC , Mo_2C). Для фаз внедрения характерны высокие температуры плавления и высокая твёрдость. Существует и ряд других типов промежуточных фаз с металлическим типом связи, как правило, имеющих сложные кристаллические решётки, например, Fe_2Mo , Ni_3Ti , CuAl_2 .

3.2. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЙ ДВОЙНЫХ СИСТЕМ

I. Эти диаграммы в графической форме дают информацию о состоянии систем, находящихся в равновесных условиях. Используя диаграммы состояний, можно при различных температурах и для разных сплавов найти число фаз, определить их химический состав и количественное соотношение. Диаграммы строят экспериментальным путём. Состояние, близкое к равновесному, достигается лишь при очень малых скоростях охлаждения или нагрева.

На диаграммах состояний по оси абсцисс откладывается состав сплава. Вся ось концентраций при этом берётся за 100%; её конечные точки соответствуют чистым компонентам. По оси ординат откладывается температура. Любая расположенная между осями ординат точка показывает состав и температуру. Такие точки называют *фигуративными точками* системы. Рассмотрим в качестве примера две диаграммы состояний.

II. Диаграмма состояний с неограниченной растворимостью компонентов в твёрдом состоянии (рис. 15).

Сплавы данной системы образованы компонентами А и В. Процентное содержание компонента В возрастает от точки А к точке В, а компонента А — от точки В к точке А (от 0 до 100%). Температуры T_A и T_B являются температурами кристаллизации компонентов А и В соответственно. На диаграмме нанесены две линии. Верхняя линия, называемая линией *ликвидус*, соответствует началу кристаллизации сплавов при охлаждении. Нижняя линия (линия *солидус*) характеризует окончание затвердевания сплавов. При температурах выше линии ликвидус существует жидкая фаза L, а при температурах ниже линии солидус — твёрдый раствор α . Области, находящейся между этими линиями, соответствует двухфазное состояние: в равновесии находятся жидкая фаза и α -твёрдый раствор.

Рассмотрим фазовые превращения, протекающие в сплаве состава x . Нагреем сплав до температуры, отвечающей точке h . В области существования жидкого раствора при охлаждении вплоть до температуры, отвечающей точке a , никаких превращений не происходит. При охлаждении ниже этой температуры из жидкости начнут выделяться кристаллы α -твёрдого раствора. Процесс кристаллизации завершится при температуре, соответствующей точке n ; жидкая фаза исчезнет и останется одна фаза — α -твёрдый раствор. Дальнейшее охлаждение не сопровождается фазовыми превращениями. Структура сплава после окончания охлаждения состоит из равноосных зёрен твёрдого раствора.

При охлаждении в двухфазной области изменяется как состав, так и количество фаз. Для определения химического состава фаз используют *правило концентраций*: через фигуративную точку, характеризующую состояние сплава (например, точку c) проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями ликвидус и солидус. Эта линия называется *конодой*. Проекция точек пересечения коноды с линиями ликвидус и солидус (точки b и d) на ось концентраций покажут составы фаз (x_L и x_α).

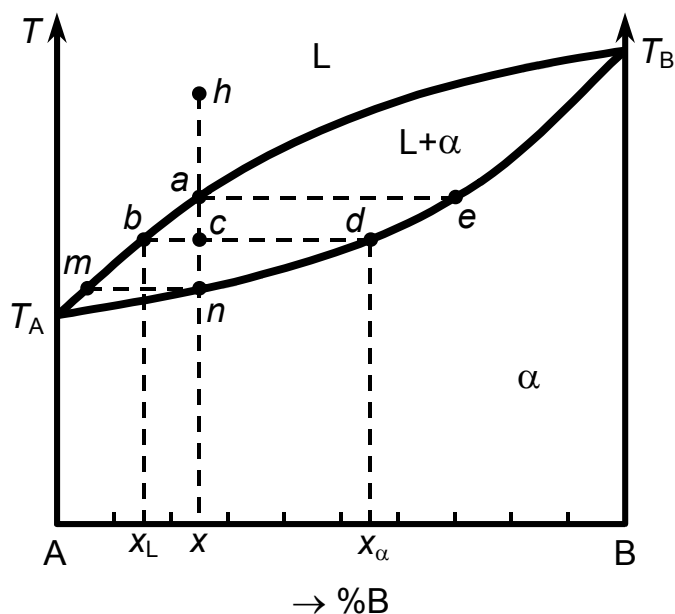


Рис. 15. Диаграмма состояний системы с неограниченной взаимной растворимостью компонентов в твёрдом состоянии

В начале кристаллизации, которому на диаграмме соответствует точка a , химический состав образующихся кристаллов α -твёрдого раствора определяется пересечением коноды ae с линией солидус — точкой e , то есть состав α -твёрдого раствора значительно отличается от состава жидкого раствора. При понижении температуры состав кристаллов твёрдого раствора изменяется в соответствии с линией солидус от точки e до точки n , тогда как состав жидкой фазы — по линии ликвидус от точки a до точки m .

Количество фаз в двухфазной области определяется по *правилу рычага (правилу отрезков)*: для вычисления доли фазы от всей массы сплава (в процентах) при заданной температуре берётся отношение длины отрезка коноды, противолежащего этой фазе, к длине всей коноды. Для фигуративной точки c количество α -твёрдого раствора $Q_\alpha = \frac{bc}{bd} \cdot 100\%$, а количество жидкой фазы $Q_L = \frac{cd}{bd} \cdot 100\%$.

III. Диаграмма состояний с ограниченной растворимостью компонентов в твёрдом состоянии (рис. 16).

Диаграмма имеет три однофазных области: область жидкого раствора L и области $ACFM$ и $BCKN$, соответствующие твёрдым растворам компонента B в компоненте A (α -фаза) и компонента A в компоненте B (β -фаза). В области диаграммы, расположенной между линиями FM и KN , существуют две фазы — α и β . Линия CED является линией ликвидус, а линия $CFEKD$ — линией солидус. Компоненты A и B имеют ограниченную растворимость друг в друге. Линии FM и KN называются *линиями предельной растворимости*. Линия FM показывает предельную растворимость B в A , а линия KN — предельную растворимость A в B . Максимальное содержание компонента B в α -фазе соответствует точке F ; ход кривой

FM показывает, что с понижением температуры предельная растворимость компонента В в α -фазе уменьшается. Предельная растворимость компонента А в β -фазе при изменении температуры остаётся практически постоянной (линия KN вертикальна).

В рассматриваемой системе протекает *эвтектическое превращение*. В случае охлаждения оно заключается в распаде жидкой фазы на две твёрдые фазы. Линия FEK называется линией эвтектического превращения. Точка E , лежащая на эвтектической линии, называется *эвтектической точкой*, а сплав, соответствующий этой точке — *эвтектическим сплавом*. Сплавы, претерпевающие эвтектический распад и имеющие состав, лежащий левее эвтектической точки, называются *доэвтектическими* (отрезок FE), а сплавы, состав которых лежит правее этой точки — *заэвтектическими* (отрезок EK).

Рассмотрим, как протекают фазовые превращения при медленном охлаждении в наиболее характерных сплавах. В сплавах, состав которых лежит левее точки M или правее точки N , фазовые превращения развиваются так же, как и в сплавах

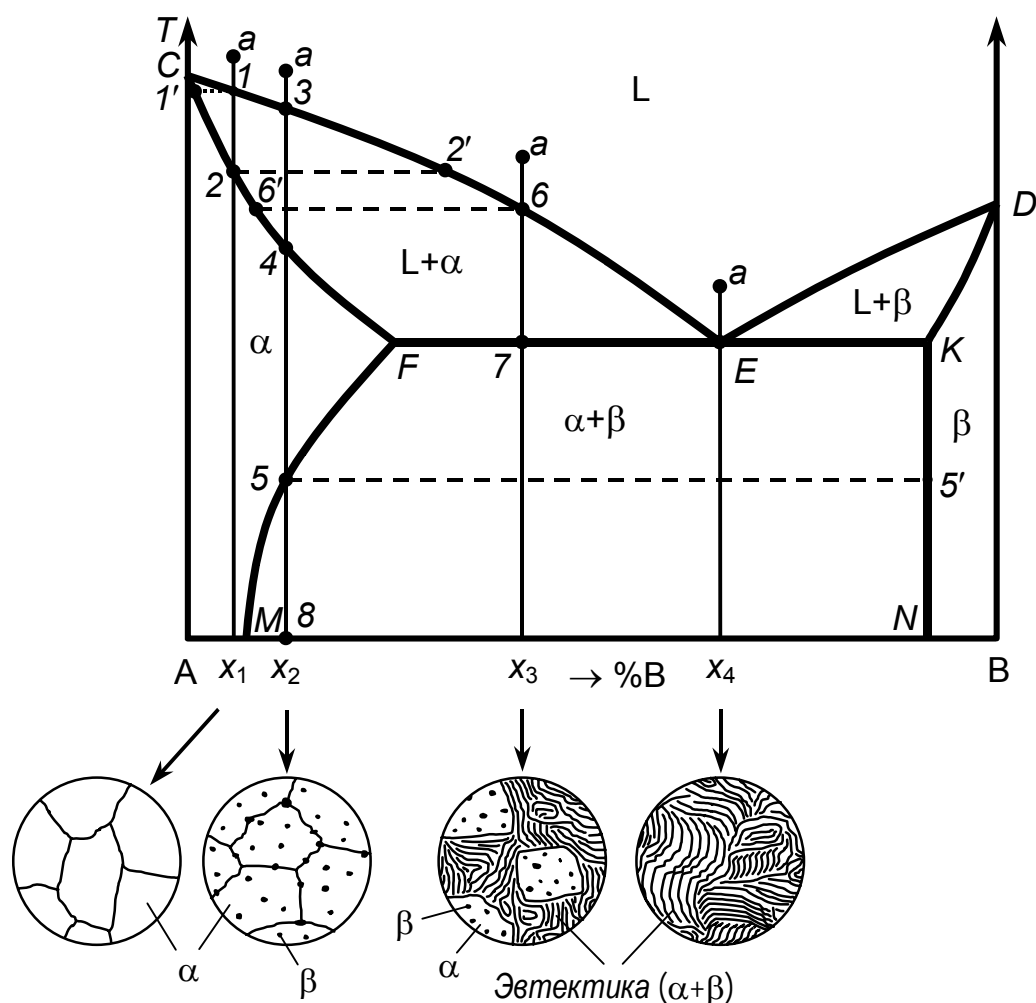


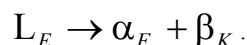
Рис. 16. Диаграмма состояний для случая ограниченной растворимости компонентов в твёрдом состоянии и структуры характерных сплавов

системы с неограниченной растворимостью компонентов (см. рис. 15). Так, при охлаждении сплава x_1 кристаллизация начинается при температуре, соответствующей точке 1 , и состав первичных кристаллов α -твёрдого раствора определяется точкой пересечения коноды с линией солидус (точка $1'$). При понижении температуры количество α -фазы возрастает, а её состав меняется в соответствии с отрезком линии солидус от точки $1'$ до точки 2 . Отрезок линии ликвидус от точки 1 до точки $2'$ показывает изменение состава жидкой фазы. При температуре, соответствующей точке 2 , жидкая фаза исчезает и в сплаве остаётся только α -твёрдый раствор, состав которого отвечает составу самого сплава. Никаких фазовых превращений при дальнейшем снижении температуры не происходит. Структура сплава x_1 полностью состоит из зёрен α -фазы.

В сплаве x_2 процесс кристаллизации протекает в интервале температур, соответствующем точкам $3-4$. При более низких температурах (точки $4-5$) существует лишь α -твёрдый раствор. При температуре, соответствующей точке 5 , которая лежит на линии предельной растворимости, α -твёрдый раствор становится насыщенным компонентом B . При дальнейшем охлаждении в связи с уменьшением растворимости компонента B в A из α -твёрдого раствора должен выделяться избыток компонента B . Но так как компонент B может растворять в себе компонент A , то из α -твёрдого раствора будут выделяться не кристаллы чистого компонента B , а кристаллы β -твёрдого раствора, состав которого соответствует линии $5'-N$. При этом состав α -фазы должен меняться по линии $5-M$. После окончания охлаждения сплав состоит из кристаллов α -твёрдого раствора с составом, отвечающим точке M , и избыточных (вторичных) кристаллов β -фазы состава точки N . Массовые доли этих фаз можно определить по правилу рычага: $Q_\alpha = \frac{8N}{MN} \cdot 100\%$ и

$$Q_\beta = \frac{M8}{MN} \cdot 100\%.$$

Рассмотрим теперь фазовые превращения в эвтектическом сплаве x_4 . Когда при его охлаждении достигается температура, соответствующая линии FEK , произойдёт эвтектическое превращение, при котором жидкая фаза состава точки E распадётся на две фазы — α -твёрдый раствор состава точки F и β -твёрдый раствор состава точки K :



Это превращение идёт при постоянной температуре и постоянном химическом составе всех участвующих в реакции фаз. В результате эвтектической реакции формируется смесь двух фаз, называемая *эвтектикой*. При одновременном образовании двух фаз условия для роста каждой из них ограничены, поэтому эвтектика обычно состоит из смеси мелких кристаллов. Следует подчеркнуть, что эвтектика не является фазой, а представляет собой структурную составляющую. Под *структурными составляющими* понимают отдельные обособленные части сплава, которые под микроскопом имеют одинаковое строение. Дальнейшее охлаждение сплава сопровождается изменением состава α -фазы в соответствии с линией

предельной растворимости FM . При этом происходит образование вторичных кристаллов β -фазы, однако в структуре сплава они не выявляются, поскольку объединяются с кристаллами β -фазы эвтектики.

В доэвтектических сплавах при кристаллизации вначале выделяются кристаллы α -фазы, а затем образуется эвтектика. В заэвтектических сплавах формированию эвтектики предшествует выделение кристаллов β -фазы.

При охлаждении доэвтектического сплава x_3 выделение кристаллов α -фазы начинается с температуры, отвечающей точке b . В первоначальный момент состав этой фазы отвечает точке b' , лежащей на линии солидус. По мере последующего охлаждения состав α -фазы меняется в соответствии с отрезком линии солидус $b'F$, а состав жидкости — по линии ликвидус от b до E . При температуре, соответствующей точке γ , когда оставшаяся жидкая фаза будет иметь состав, определяемый точкой E , начнётся эвтектическое превращение. После его окончания фазовыми составляющими сплава будут α - и β -фазы, а структурными составляющими — кристаллы α -фазы и эвтектика, состоящая из α - и β -кристаллов. При дальнейшем охлаждении происходит изменение состава α -фазы: она обедняется компонентом B в соответствии с линией FM ; при этом образуется β -фаза. Её выделение имеет место как в α -фазе, находящейся в эвтектике, так и в участках первичной α -фазы. В последнем случае частицы β -фазы могут быть обнаружены при микроструктурном исследовании (см. рис. 16).

IV. Кристаллизация сплавов может сопровождаться возникновением ликвации. Под *ликвацией* понимают неоднородность химического состава в различных участках сплава. Как правило, ликвация — явление нежелательное, поскольку приводит к ухудшению свойств сплава. Различают следующие виды ликвации.

1. *Внутрикристаллическая (дендритная) ликвация*. Это химическая неоднородность внутри отдельных кристаллов твёрдого раствора. Как было сказано выше, при кристаллизации обычно происходит образование кристаллов в виде дендритов. В случае кристаллизации сплавов центральные участки дендритов, кристаллизовавшиеся первыми, оказываются обогащёнными компонентом, который повышает температуру плавления (см. диаграмму на рис. 15). Периферийные участки дендритов, кристаллизующиеся позднее и при более низких температурах, наоборот, обогащаются компонентом, понижающим температуру плавления сплава.

2. *Ликвация по удельному весу*. Этот вид ликвации проявляется в химической неоднородности по высоте слитка. Такая ликвация возникает в тех случаях, когда образующиеся кристаллы твёрдой фазы значительно отличаются по удельному весу от жидкой фазы. Такие кристаллы либо всплывают на поверхность, либо опускаются на дно изложницы. В результате по высоте слитка возникает неоднородность по составу.

4. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

4.1. УПРУГАЯ И ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ

I. Деформацией называется изменение размеров и формы тела под действием внешних нагрузок. Она может также быть вызвана различными процессами, происходящими в самом теле.

Напомним, что возникающие при деформации напряжения в простейшем случае осевого растяжения стержня определяют как отношение $S = P/F$, где F — площадь, перпендикулярная к оси стержня, а P — сила, действующая вдоль оси. Если сила не перпендикулярна площадке, на которую она действует, то её можно разложить на две составляющие: нормальную, перпендикулярную площадке, и касательную, действующую в плоскости площадки. Соответственно различают нормальные σ и касательные τ напряжения (рис. 17).

II. Деформация может быть упругой и пластической. *Упругой деформацией* называется такая деформация, которая исчезает после снятия внешних сил. При упругой деформации происходит обратимое смещение атомов из положения равновесия в кристаллической решётке.

При упругой деформации наблюдается линейная зависимость между напряжением σ и деформацией ε в соответствии с законом пропорциональности (законом Гука): $\sigma = E\varepsilon$. Коэффициент пропорциональности E для случая растяжения называется *модулем нормальной упругости*. Он определяет жёсткость материала.

III. *Пластическая деформация* характеризуется тем, что после снятия нагрузки форма и размеры тела не восстанавливаются, а структура и свойства претерпевают необратимые изменения. Способность металла пластически деформироваться называется *пластичностью*.

Если рассматривать отдельный кристалл, то его пластическая деформация осуществляется путём сдвига одних частей относительно других. Сдвиг вызывают касательные напряжения, когда их величина превысит определённое критическое значение. Сдвиг может осуществляться *скольжением* и *двойникованием*, причём деформация скольжением является преобладающей.

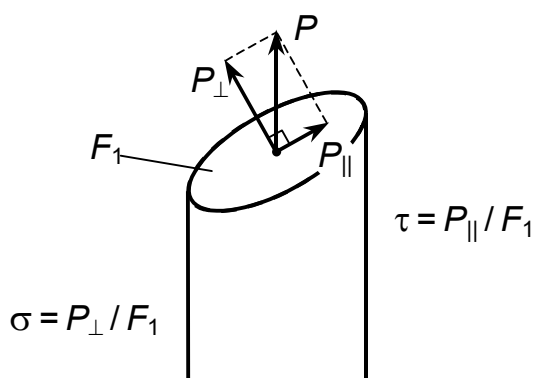


Рис. 17. Нормальные σ и касательные τ напряжения, возникающие при приложении силы P к площадке F_1

Скольжение происходит по плоскостям и направлениям, в которых плотность упаковки атомов максимальна. Такие плоскости и направления для основных типов кристаллических решёток показаны на рис. 18.

Если представить, что скольжение протекает путём одновременного смещения всех атомов одного слоя относительно другого (рис. 19, а), то, как показывают расчёты, потребовалось бы приложить напряжения, на три порядка превышающие те, которые наблюдаются в реальных условиях. Следовательно, деформация осуществляется иным путём; а именно, путём скольжения дислокаций. Как было показано выше, перемещение дислокации требует небольших смещений атомов и, соответственно, для этого необходимы небольшие напряжения. Элементарный акт сдвига можно представить следующим образом (рис. 19, б). Пусть на правой боковой грани кристалла образовалась ступенька в результате сдвига верхней части кристалла относительно нижней на одно межатомное расстояние. При этом появляется дислокация, которая будет скользить слева направо, и сдвиг начнёт охватывать всё большую площадь. Когда дислокация выйдет на правую грань кристалла, то здесь возникнет ступенька. В итоге произошло смещение одной части кристалла относительно другой на одно межатомное расстояние.

В процессе пластической деформации происходит образование новых дислокаций, и их плотность повышается с $10^6 \dots 10^8$ до $10^{10} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Дислокации могут возникнуть в результате работы источника Франка – Рида (рис. 20). Дислокация, закреплённая в точках *A* и *B*, под действием касательных напряжений выгибается до тех пор, пока не примет форму полуокружности. Далее на её краях возникают две спирали. Дислокация разрастается до тех пор, пока спирали не сольются. При этом возникает дислокационная петля, а дислокация *AB* возвращается в исходное положение; источник Франка – Рида вновь готов к работе. При наличии напряжения один источник может генерировать сотни новых дислокаций.

Увеличение плотности дислокаций приводит к затруднению их движения. Сопротивление металла деформированию возрастает. Для продолжения пластической деформации требуется постоянное увеличение прилагаемых напряжений. Это явление называется *деформационным упрочнением*.

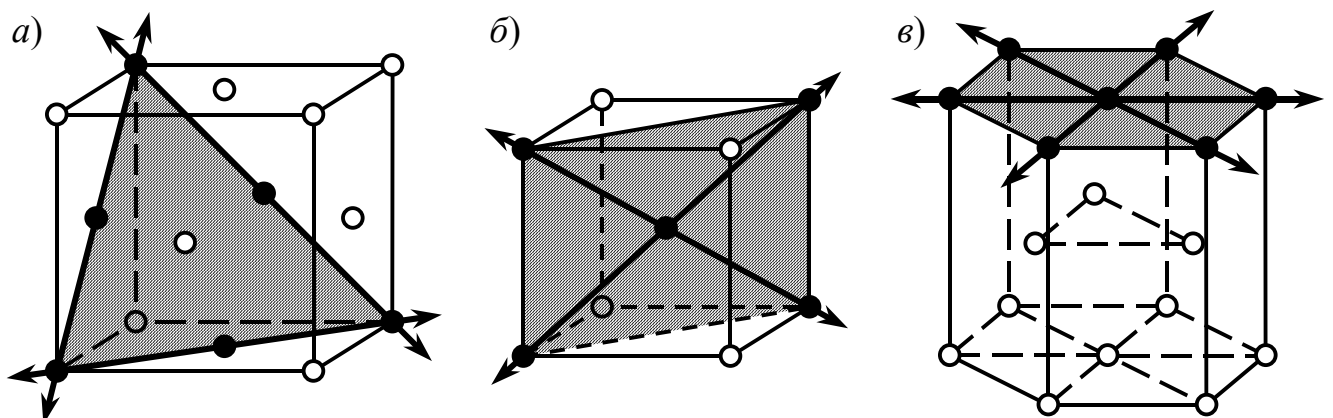


Рис. 18. Плоскости и направления скольжения в металлах с решётками ГЦК (а), ОЦК (б) и ГПУ (в)

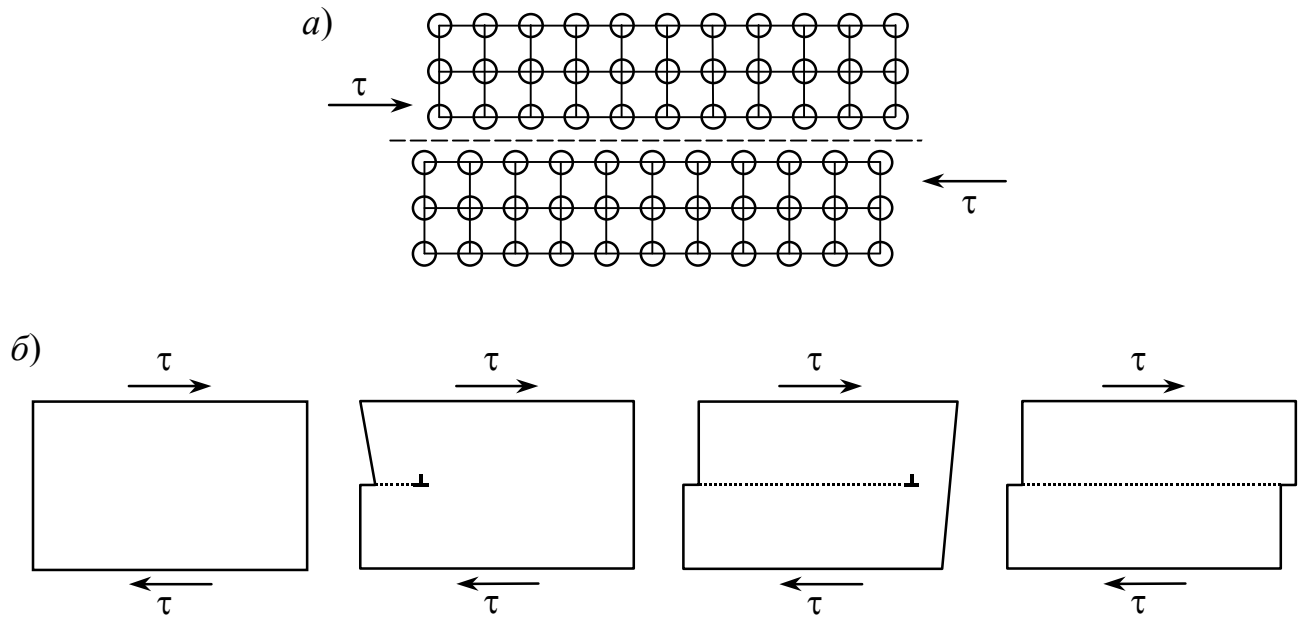


Рис. 19. Механизмы сдвига при пластической деформации:
a — путём одновременного смещения одной атомной плоскости относительно другой; *б* — путём скольжения дислокации

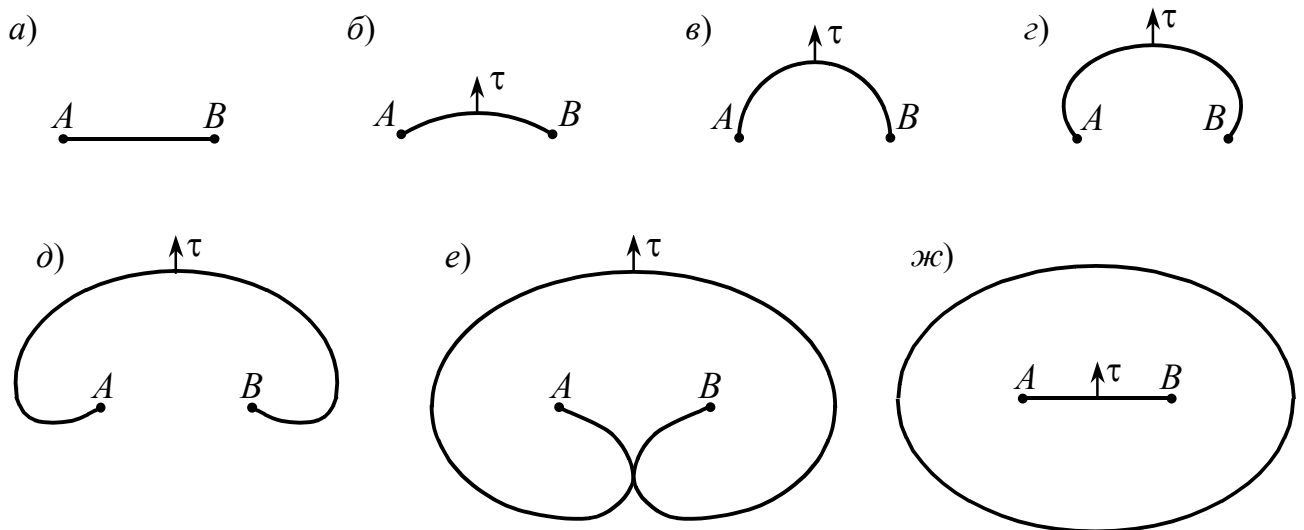


Рис. 20. Работа источника Франка – Рида. Изгиб сегмента дислокационной линии под действием внешнего напряжения τ (*a...д*) приводит к смыканию её концов (*е*). В точке смыкания линия разрывается и образует новую дислокационную петлю, а источник восстанавливает свою конфигурацию и вновь готов к работе (*ж*)

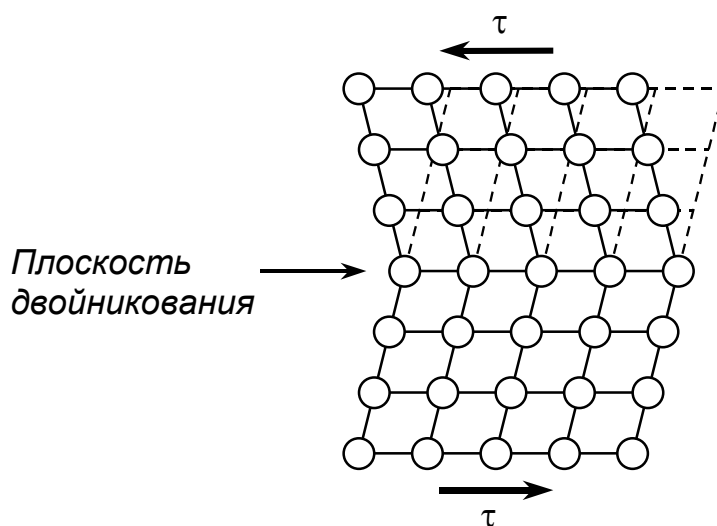


Рис. 21. Деформация двойникованием

Ряд металлов может деформироваться не только путём скольжения, но и путём двойникования, которое заключается в переориентации части кристалла в положение, зеркально симметричное по отношению к исходному (рис. 21).

Пластическая деформация поликристаллического металла протекает значительно сложнее. На начальных стадиях деформирования зёрна ввиду разной ориентации относительно приложенной нагрузки деформируются неодинаково. Форма зерна практически не изменяется. Увеличение степени деформации сопровождается не только повышением плотности дислокаций, но и приводит к вытягиванию зёрен в направлении пластического течения (рис. 22). При значительной деформации зёрна принимают форму волокон.

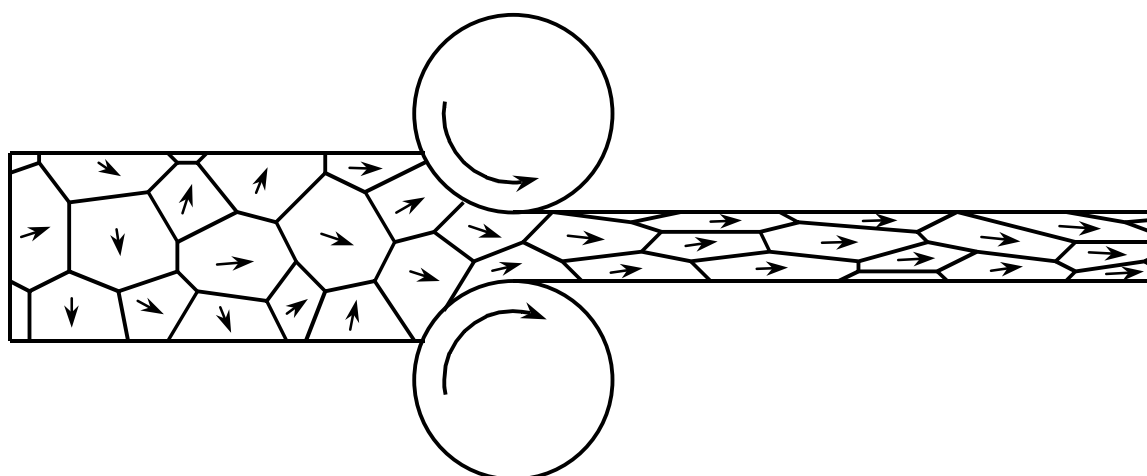


Рис. 22. Схема влияния деформации прокаткой на структуру поликристаллического металла: зёрна вытягиваются вдоль направления прокатки и возникает текстура (стрелки соответствуют одному и тому же кристаллографическому направлению)

При больших степенях деформации в металлах возникает преимущественная кристаллографическая ориентировка зёрен — *текстура*. Текстура тем существенней, чем больше степень деформации. Образование текстуры вызывает анизотропию свойств деформированного металла.

Пластическая деформация приводит к увеличению прочностных характеристик и снижению пластичности металла, причём в тем большей мере, чем выше степень деформации. Это явление называется *наклёпом*.

4.2. РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

I. Под *разрушением* понимают разделение тела на отдельные части под действием напряжений. Разрушение подразделяется на вязкое и хрупкое.

Вязкому разрушению предшествует значительная макропластическая деформация. При таком разрушении возникает волокнистый излом с матовой поверхностью. *Хрупкое разрушение* протекает без видимой макропластической деформации. В этом случае наблюдается образование изломов с гладкой фарфоровидной поверхностью. Хрупкий излом может также иметь и кристаллическое строение.

II. Разрушение происходит путём зарождения и распространения трещин. Образование трещин может осуществляться следующим образом. В процессе пластической деформации происходит скопление движущихся дислокаций перед препятствиями (границами зёрен, частицами и т.п.). В этих скоплениях под действием напряжений дислокации могут оказаться настолько тесно прижатыми друг к другу, что их экстраплоскости сливаются и под ними образуется зародыш микротрещины (рис. 23). Возникшие микротрещины под действием напряжений растут. Слияние рядом расположенных микротрещин приводит к формированию магистральной трещины, развитие которой заканчивается полным разрушением.

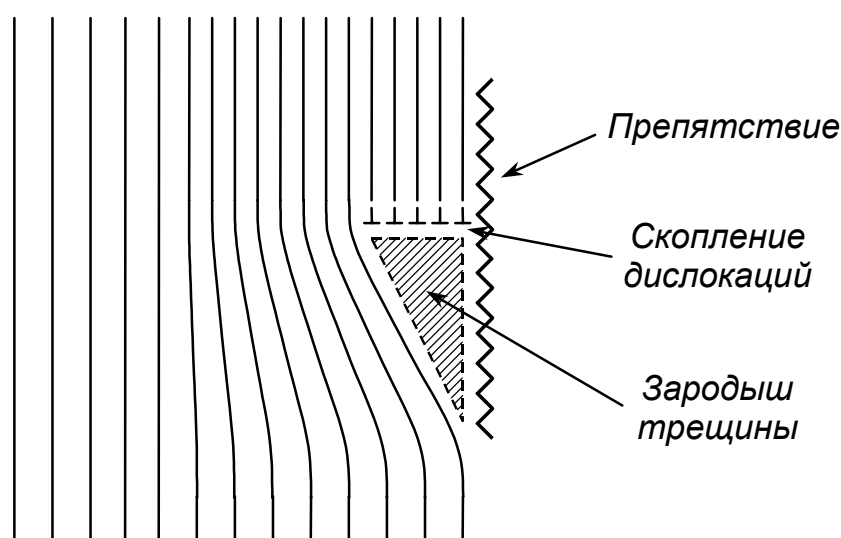


Рис. 23. Схема образования зародыша трещины вследствие скопления дислокаций у препятствия

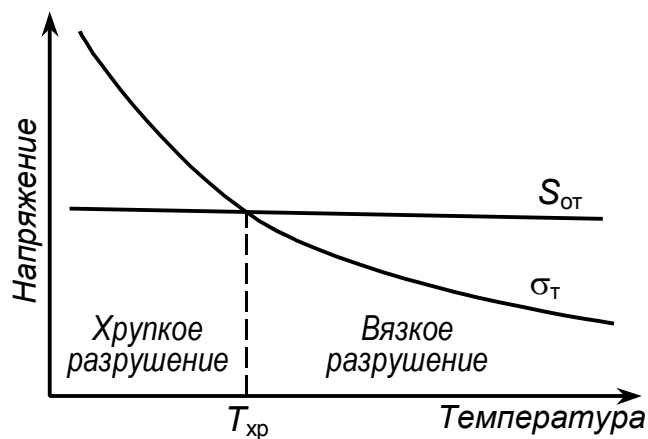


Рис. 24. Схема А.Ф.Иоффе, объясняющая причину хладноломкости

III. Для некоторых металлов при пониженных температурах наблюдается смена вязкого разрушения хрупким. Это явление называется *хладноломкостью*. Для объяснения возможности перехода из вязкого состояния в хрупкое можно использовать схему А.Ф.Иоффе (рис. 24). На этой схеме сопоставляются температурные зависимости двух характеристик: сопротивления разрушению отрывом $S_{от}$, характеризующего хрупкую прочность, и предела текучести σ_T — напряжения, необходимого для начала пластической деформации. Понижение температуры сопровождается заметным ростом предела текучести. Величина же $S_{от}$ слабо зависит от температуры. Если нагружение осуществляется при температурах, при которых $\sigma_T < S_{от}$, то сначала идёт пластическая деформация, а затем происходит разрушение, которое будет вязким. При температурах, когда $\sigma_T > S_{от}$, разрушение наступит раньше, чем может начаться пластическая деформация, и оно протекает хрупко. Температура, которой соответствует пересечение кривых $S_{от}$ и σ_T называется *порогом хладноломкости* или *температурой вязко-хрупкого перехода* $T_{хр}$.

Переход от вязкого разрушения к хрупкому может вызываться не только снижением температуры, но и увеличением скорости нагружения. Хрупкому разрушению способствуют также концентраторы напряжений (надрезы, микротрещины, поры и т.п.), укрупнение зерна, наличие в металле неметаллических включений, повышенное содержание ряда примесей. Чем больше размер детали, тем выше склонность к хрупкому разрушению, что объясняется увеличением числа внутренних дефектов материала.

4.3. ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННОГО МЕТАЛЛА

I. Структура пластически деформированного металла неравновесна. При нагреве деформированный металл стремится перейти в более равновесное состояние. В зависимости от температуры и длительности нагрева в деформированном металле протекают процессы возврата и процессы рекристаллизации.

II. Под *возвратом* понимают совокупность процессов изменения плотности и распределения дефектов кристаллического строения в деформированном металле. В этом случае не происходит изменения формы и размеров зёрен. Возврат получает заметное развитие при относительно низких температурах нагрева (ниже $0,3T_{\text{пл}}$, где $T_{\text{пл}}$ — температура плавления в кельвинах). Его подразделяют на две стадии: отдых и полигонизацию. Основным структурным изменением при *отдыхе* является уменьшение избыточной концентрации вакансий, возникших при пластической деформации. Кроме того, происходит небольшое перераспределение дислокаций без существенного изменения их плотности. *Полигонизацией* называют стадию возврата, при которой интенсивное развитие получают процессы аннигиляции (взаимного уничтожения) и перераспределения дислокаций. Плотность дислокаций в результате этого заметно снижается. Перераспределение дислокаций сопровождается формированием малоугловых границ, в результате чего зёрна разделяются на *субзёрна (полигоны)* с невысокой плотностью дислокаций. Схема образования малоугловых границ представлена на рис. 25. В деформированном изогнутом кристалле дислокации неупорядоченно распределены в плоскостях скольжения. При нагреве они выстраиваются друг под другом, образуя более стабильные конфигурации — стенки.

III. Достаточно высокий нагрев, при котором подвижность атомов значительно возрастает, приводит к развитию в деформированном металле процессов *рекристаллизации*. Различают первичную, собирательную и вторичную рекристаллизацию. Образование и рост новых зёрен с неискажённой структурой за счёт исходных деформированных зёрен называют *первичной рекристаллизацией* (рис. 26). Возникающие при такой рекристаллизации зёрна имеют равноосную форму, в отличие от вытянутых деформированных зёрен. Если плотность дислокаций в деформированном металле может достигать $10^{10} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$, то после прохождения рекристаллизации она снижается до $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$. Чтобы произошла рекристаллизация, необходим нагрев выше некоторой температуры, называемой температурой начала рекристаллизации. С увеличением степени деформации она снижается до определённого уровня. Аналогичный характер изменения этой характеристики наблюдается и при увеличении времени нагрева. Минимальная температура начала рекристаллизации металла, подвергнутого большой деформации (более 60...70%), называется *температурным порогом рекристаллизации*. Для технически чистых металлов он примерно равен $(0,3 \dots 0,4) \cdot T_{\text{пл}}$.

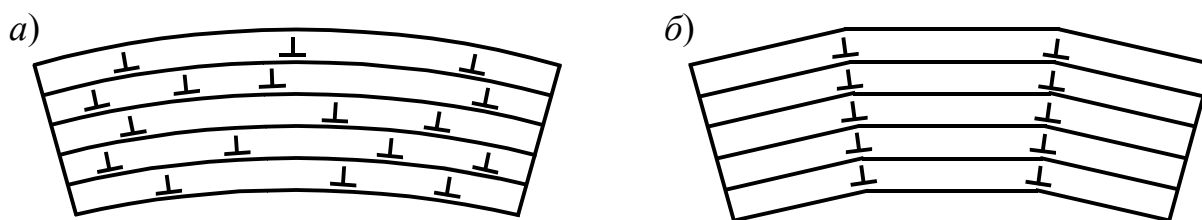


Рис. 25. Схема полигонизации:

a — наклёпанный металл до полигонизации, *б* — после полигонизации

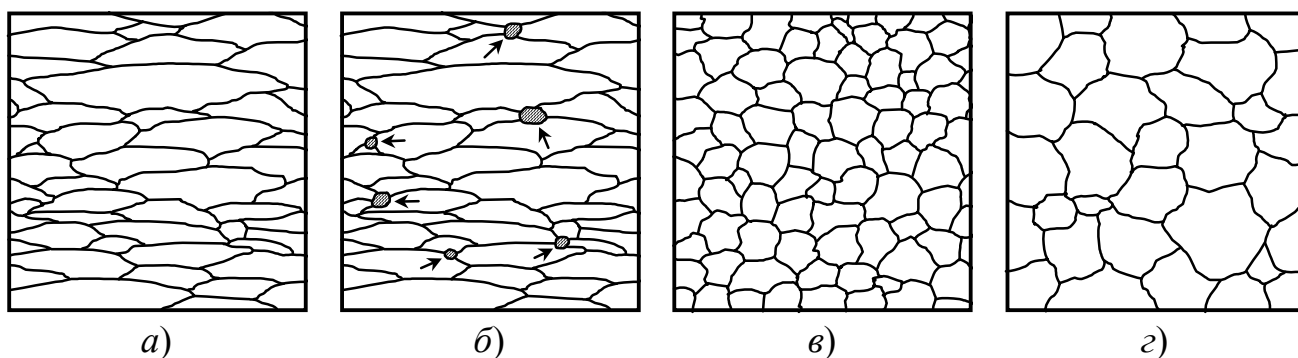


Рис. 26. Изменение микроструктуры деформированного металла при нагреве:
a — деформированный металл; *б* — начало первичной рекристаллизации (стрелками показаны появившиеся рекристаллизованные зёрна);
в — завершение первичной рекристаллизации;
г — развитие собирательной рекристаллизации

Зарождение новых зёрен при первичной рекристаллизации происходит в участках с наибольшей плотностью дислокаций. Их рост сопровождается постепенным увеличением рекристаллизованного объёма металла. Первичная рекристаллизация заканчивается полным исчезновением исходных деформированных зёрен. После её завершения при увеличении длительности выдержки или повышении температуры происходит укрупнение зёрен. Этот процесс называется *собирательной рекристаллизацией*. Её причиной является стремление к снижению зернограничной энергии за счёт уменьшения протяжённости границ зёрен. С повышением температуры рост зёрен ускоряется. Чем выше температура, тем крупнее окажутся рекристаллизованные зёрна.

При собирательной рекристаллизации зёрна укрупняются более или менее равномерно, но при определённых условиях нагрева может наблюдаться иная закономерность: очень быстрый рост отдельных рекристаллизованных зёрен, в то время как большинство зёрен укрупняются медленно. Такой процесс называется *вторичной рекристаллизацией*. В результате её развития возникает разноразмерность: в структуре наряду с мелкими присутствуют крупные зёрна.

IV. Рассмотрим более подробно влияние степени пластической деформации на размер рекристаллизованного зерна (рис. 27). Очень малые степени деформации не вызывают рекристаллизации. При определённой степени деформации, называемой *критической* (3...15%), величина зерна при нагреве резко возрастает. В этом случае не наблюдается образования и роста новых зёрен. Вместо этого происходит быстрый рост одних исходных нерекристаллизованных зёрен за счёт других. Такой механизм рекристаллизации, сходный со вторичной рекристаллизацией, обусловлен неоднородностью деформации различных зёрен при малых степенях деформирования. При нагреве менее деформированные зёрна растут за счёт более деформированных. При степенях деформации больше критической происходит обычная первичная рекристаллизация путём образования и роста новых зёрен. Чем выше степень деформации, тем больше центров рекристаллизации возникает при нагреве, и тем меньше будет размер рекристаллизованных зёрен.

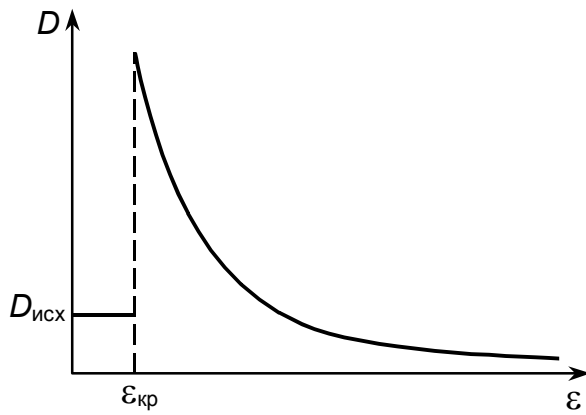


Рис. 27. Влияние степени пластической деформации (ε) на величину рекристаллизованного зерна (D):

$D_{исх}$ — исходный размер зерна;

$\varepsilon_{кр}$ — критическая степень деформации

V. Развитие возврата при нагреве деформированного металла, сопровождающееся, как правило, относительно небольшим уменьшением плотности дислокаций, приводит к некоторому снижению прочности и увеличению пластичности. Резкое уменьшение прочностных характеристик и значительный рост пластичности наблюдается при первичной рекристаллизации, когда полностью снимается наклёп и формируется структура с низкой плотностью дислокаций. В случае собирательной рекристаллизации, когда происходит рост зерна, имеет место незначительное снижение прочности. Вторичная рекристаллизация, сопровождающаяся возникновением разнотерности, вызывает ухудшение механических свойств. Обычно после прохождения рекристаллизации зёрна имеют произвольную кристаллографическую ориентировку. Однако возможны случаи, когда рекристаллизация приводит к образованию преимущественной ориентировки зёрен. При этом возникает текстура рекристаллизации, вызывающая анизотропию свойств.

4.4. ХОЛОДНАЯ И ГОРЯЧАЯ ДЕФОРМАЦИЯ

I. В зависимости от температуры деформирования различают холодную и горячую деформацию. Для технически чистых металлов пластическая деформация считается *холодной*, если она осуществляется ниже $0,3T_{пл}$. Пластическая деформация при температурах выше $(0,6...0,7)T_{пл}$ является *горячей*. Особенности холодной деформации описаны в разделе 4.1. Напомним, что холодная деформация сопровождается ростом плотности дислокаций и, как правило, значительным деформационным упрочнением.

II. При горячей деформации одновременно с упрочнением протекают процессы разупрочнения. Разупрочнение происходит за счёт возврата и рекристаллизации. Они получили название *динамических* возврата и рекристаллизации, в отличие от возврата и рекристаллизации, которые протекают при нагреве деформированного металла. Процессы перераспределения дислокаций, протекающие при динамическом возврате, могут приводить к формированию субзёрненной структуры. Динамическая рекристаллизация сопровождается образованием новых рекристаллизованных зёрен. Её особенность заключается в том, что она не приводит к

полному устранению дислокационной структуры, как это имеет место при рекристаллизации холоднодеформированного металла. Возникающие при динамической рекристаллизации новые зёрна во время своего роста подвергаются деформации, поэтому в них возникает повышенная плотность дислокаций и могут формироваться субзёрна.

Когда деформация осуществляется при высоких температурах, то во время охлаждения после окончания деформирования может получить развитие первичная и даже собирательная рекристаллизация. Это приводит к устранению упрочнения, созданного горячей деформацией.

5. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

5.1. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ СТАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ НА РАСТЯЖЕНИЕ

I. Этот вид испытаний широко используется для оценки прочности и пластичности металлов. На специальных машинах осуществляют растяжение стандартных образцов площадью поперечного сечения F_0 и расчётной длиной l_0 , записывая при этом диаграмму в координатах нагрузка P – удлинение образца Δl (рис. 28, а). Начальный прямолинейный участок диаграммы растяжения соответствует упругой деформации; тангенс угла наклона этого участка пропорционален модулю нормальной упругости. При некоторой нагрузке линейная зависимость между P и Δl нарушается из-за упругих несовершенств металла, связанных с дефектами кристаллической решётки. Далее следует участок равномерной пластической деформации. На этом участке происходит возрастание нагрузки, так как металл упрочняется в процессе деформирования. После достижения максимального значения P_{\max} нагрузка начинает уменьшаться, несмотря на продолжающееся упрочне-

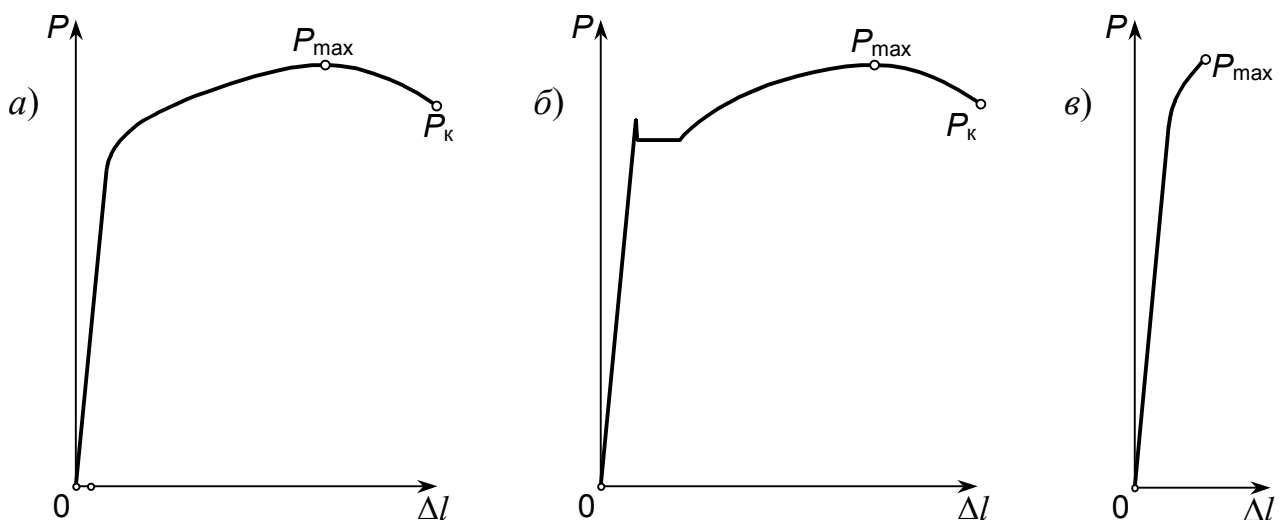


Рис. 28. Диаграммы растяжения образцов в координатах «нагрузка – удлинение»

ние металла (участок сосредоточенной деформации). Такой эффект связан с образованием местного утонения образца — шейки, в котором в основном и локализуется пластическая деформация. Испытания заканчиваются разрушением образца при нагрузке P_k . На диаграммах растяжения некоторых металлических материалов наблюдаются площадка и зуб текучести (рис. 28, б). Хрупкие материалы могут разрушаться на участке равномерной пластической деформации (рис. 28, в).

II. Испытания на растяжение позволяют оценить следующие прочностные характеристики:

— *предел пропорциональности* $\sigma_{\text{пц}}$ — максимальное напряжение, до которого справедлива линейная зависимость между нагрузкой и деформацией;

— *предел упругости* $\sigma_{\text{упр}}$ — максимальное напряжение, после снятия которого остаточная деформация отсутствует;

— *предел текучести* σ_T — напряжение, при котором образец приобретает остаточную деформацию заданной величины;

— *предел прочности (временное сопротивление)* σ_B — напряжение, соответствующее максимальной нагрузке, которую может выдержать образец до разрушения.

При расчёте этих характеристик пользуются условными напряжениями, считая, что поперечное сечение образца F_0 остаётся неизменным. Используя диаграмму растяжения, определяют условный предел пропорциональности и условный предел упругости. Условный предел пропорциональности — это напряжение, при котором тангенс угла наклона, образуемого началом кривой деформации с осью нагрузок, увеличивается на 10, 25 или 50%. Под условным пределом упругости понимают напряжение, при котором после снятия нагрузки остаточная деформация равна 0,05...0,005%. Для металлов, у которых при растяжении площадка текучести не наблюдается, рассчитывают условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ как напряжение, которому соответствует остаточная деформация, равная 0,2%. Если диаграмма имеет площадку текучести, то определяют физический предел текучести σ_T — напряжение, при котором образец деформируется при неизменной нагрузке. Пределы упругости и текучести характеризуют сопротивление металла малым пластическим деформациям, а предел прочности — большим равномерным деформациям.

III. Пластичность оценивается *относительным удлинением* δ и *относительным сужением* ψ :

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100\%;$$

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100\%,$$

где l_k — конечная длина образца, а F_k — площадь поперечного сечения в месте разрыва.

5.2. ТВЁРДОСТЬ МЕТАЛЛОВ

Под *твёрдостью* понимают свойство материала оказывать сопротивление локальной пластической деформации при вдавливании в поверхностный слой наконечника (индентора) определённой формы. Этот метод испытания позволяет оценить свойства материалов без разрушения. Наиболее широко используется оценка твёрдости по Бринеллю и Роквеллу.

При определении твёрдости *по Бринеллю* наконечник в виде стального шарика диаметром 10, 5 или 2,5 мм вдавливается в плоскую поверхность под нагрузкой 250...3000 кг в течение фиксированного времени. После снятия нагрузки измеряют диаметр отпечатка (лунки), образовавшегося на поверхности образца. Число твёрдости по Бринеллю (*HB*) рассчитывается как отношение нагрузки к площади поверхности сферического отпечатка (кг/мм^2). Методом Бринелля можно испытывать материалы со сравнительно невысокой твёрдостью (до *HB* 450).

При измерении твёрдости *по Роквеллу* в поверхность металла вдавливается либо алмазный конус, либо стальной шарик диаметром 1,588 мм. Алмазный конус применяют для испытания твёрдых материалов, а шарик — для мягких. Твёрдость по Роквеллу обозначается *HRC* и *HRA*, если для испытаний используется алмазный конус при нагрузках 150 и 60 кг соответственно, и *HRB* при применении в качестве наконечника стального шарика и нагрузки 100 кг.

5.3. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

I. Наиболее распространённым видом динамических испытаний являются испытания на ударный изгиб, выявляющие склонность металлов к хрупкому разрушению. Метод основан на разрушении образца с надрезом одним ударом на маятниковом копре. *Ударная вязкость* определяется как работа K , затраченная на деформацию и разрушение образца, отнесённая к площади его поперечного сечения S_0 (в месте надреза):

$$KC = \frac{K}{S_0}.$$

Размерность ударной вязкости — МДж/м^2 . В зависимости от формы концентратора напряжений (надреза) ударную вязкость обозначают:

KCU — если концентратором является U-образный надрез с радиусом 1 мм;

KCV — если концентратором является V-образный надрез с радиусом 0,25 мм;

KCT — если концентратором является усталостная трещина, нанесённая на специальном вибраторе.

II. Для оценки склонности металлов к хрупкому разрушению целесообразно определять не только ударную вязкость, но и её составляющие: работу зарождения трещины (KC_3) и работы её распространения (KC_p):

$$KC = KC_3 + KC_p.$$

Склонность к хрупкому разрушению оценивается в первую очередь работой распространения трещины KC_p : чем она больше, тем меньше опасность внезапного хрупкого разрушения.

В связи с этим заметим, что чем острее надрез на образце, тем больший вклад в величину ударной вязкости вносит работа распространения трещины. В том случае, когда концентратором напряжения является усталостная трещина, вся работа, затраченная на разрушение образца, расходуется только на развитие этой трещины.

III. Испытания на ударную вязкость позволяют определить порог хладноломкости T_{xp} . Для этого испытания проводят в широком температурном интервале и строят график ударная вязкость – температура (рис. 29). На графике можно указать температурный интервал охрупчивания ΔT_{xp} , в котором наблюдается резкое снижение ударной вязкости. За порог хладноломкости принимают среднюю температуру этого интервала. Так как уменьшению ударной вязкости в интервале охрупчивания соответствует замена вязкого разрушения хрупким, то это позволяет определить порог хладноломкости по структуре излома. Так, за порог хладноломкости можно принять температуру, при которой доля вязких участков в изломе составляет 50% (T_{50}).

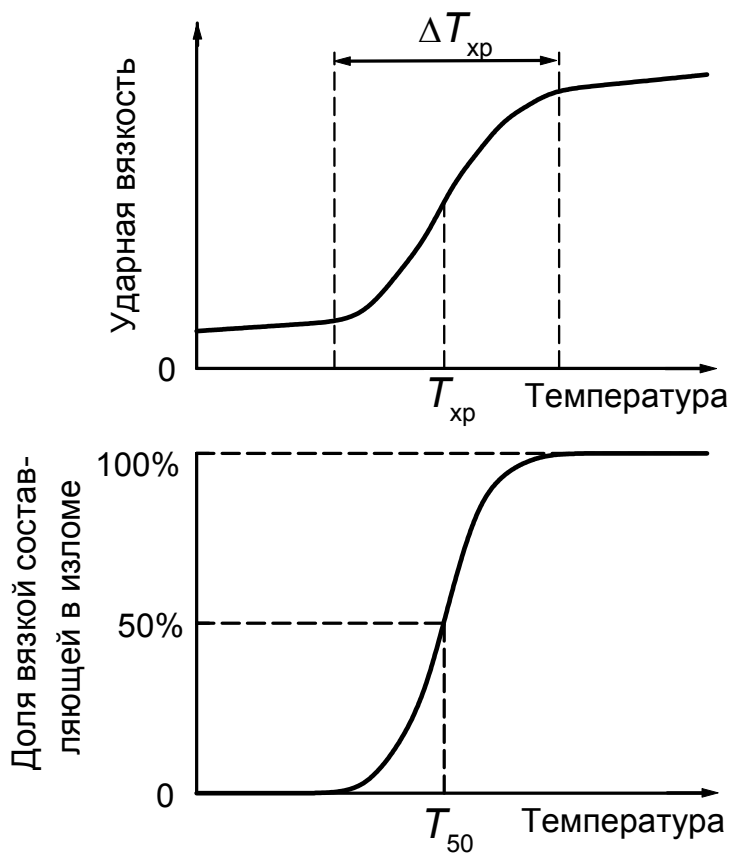


Рис. 29. Зависимость ударной вязкости и доли вязкой составляющей в изломе ударных образцов от температуры испытания

5.4. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

I. В условиях действия повторно-переменных (циклических) напряжений в металлах и сплавах происходит зарождение и постепенное развитие трещин, вызывающее в итоге разрушение детали. Это разрушение особенно опасно, так как может происходить под действием напряжений, меньших предела текучести. Процесс постепенного накопления повреждений в материале под действием циклических нагрузок, приводящий к снижению долговечности из-за образования трещин и разрушения, называют *усталостью*, а свойство металла противостоять усталости — *выносливостью*.

Усталостная трещина зарождается на поверхности детали и затем развивается вглубь. Процесс распространения усталостной трещины весьма длителен. Он продолжается до тех пор, пока сечение не окажется столь малым, что действующие в нём напряжения превысят разрушающие. Тогда произойдёт быстрое разрушение — как правило, хрупкое из-за наличия острого надреза-трещины. Поэтому излом при усталостном разрушении состоит из двух зон: зоны стабильного развития трещины с гладкой притёртой поверхностью и зоны долома.

II. Сопротивление металла усталостному разрушению характеризуется *пределом выносливости* — наибольшим напряжением, которое металл может выдержать без разрушения в течение произвольно большого или заданного числа циклов.

Испытания на усталость чаще всего осуществляют на машинах с вращающимся образцом, на который действует изгибающая нагрузка. Определяют число циклов до разрушения N при разных нагрузках и строят график $\sigma_{\max} - N$, где σ_{\max} — максимальное напряжение цикла (рис. 30). Если кривая имеет горизонтальный участок, то определяют физический предел выносливости. Когда кривая не имеет горизонтального участка, то оценивают ограниченный предел выносливости, равный напряжению, которое может выдержать материал без разрушения в течение заданного числа циклов нагружения (обычно 10^8). При симметричном цикле нагружения предел выносливости обозначают σ_{-1} .

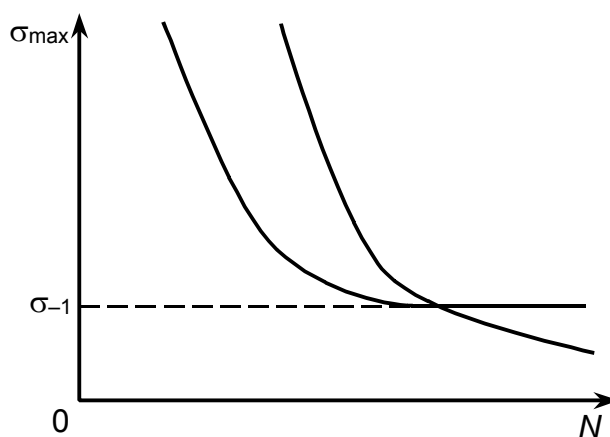


Рис. 30. Кривые усталости

5.5. ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ

Если в изделии присутствуют микротрещины, то они могут явиться причиной внезапного разрушения при эксплуатации под нагрузкой. Поэтому важно знать способность материала тормозить развитие трещин, то есть его *трещиностойкость*. Одной из характеристик трещиностойкости является *критерий* K_{Ic} .

Трещина является концентратором напряжений. Растягивающие напряжения, возникающие перед трещиной, по мере приближения к её вершине растут в соответствии с выражением $\sigma = K/\sqrt{2\pi x}$, где x — расстояние от вершины трещины. Коэффициент K называют коэффициентом интенсивности напряжений в вершине трещины. Критерий K_{Ic} есть критическое значение коэффициента K , при достижении которого начинается нестабильный (самопроизвольный) рост трещины в условиях плоской деформации растяжением. Так как K_{Ic} характеризует сопротивление развитию вязкой трещины, то его называют *вязкостью разрушения*.

Вязкость разрушения определяют на образцах с надрезом и заранее нанесённой трещиной усталости (рис. 31). Образец подвергают растяжению и определяют усилие, соответствующее началу нестационарного роста трещины. Испытания на вязкость разрушения особенно важны для высокопрочных материалов, поскольку они более чувствительны к трещинам.

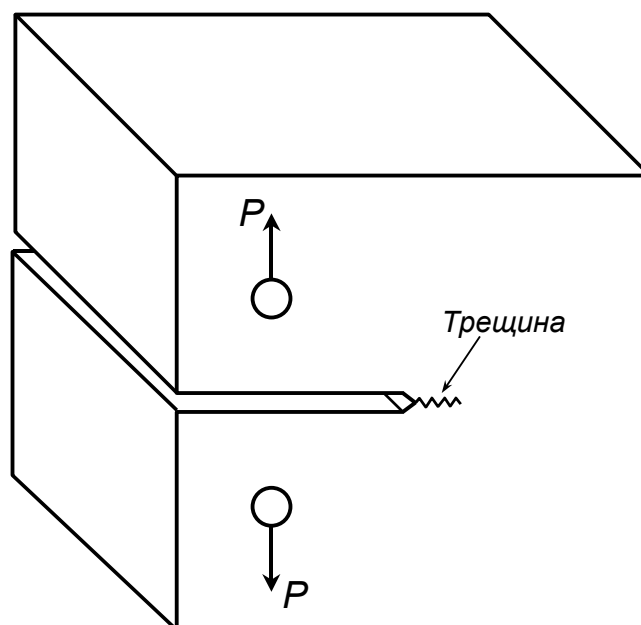


Рис. 31. Образец с заранее нанесённой трещиной для определения вязкости разрушения K_{Ic}

5.6. КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ

I. *Конструкционной прочностью* называют комплекс механических свойств, обеспечивающих надёжную и длительную работу материала в условиях эксплуатации. Она включает в себя критерии прочности, надёжности и долговечности.

II. *Прочность* характеризует способность материала сохранять свою целостность и неизменную форму, то есть сопротивляться пластической деформации и разрушению. Поскольку в большинстве случаев пластическая деформация деталей при их работе недопустима, то основой для расчёта на прочность служит предел текучести ($\sigma_{0,2}$ или σ_T). Чем больше его величина, тем выше допустимые рабочие напряжения и тем меньше могут быть размеры и масса детали.

При заданной геометрии детали величина её упругих деформаций, то есть жёсткость, определяется модулем нормальной упругости материала E . Для изделий, которые должны точно сохранять свою форму при нагружении, следует выбирать материалы с высоким E . Модуль нормальной упругости обычно имеет близкие значения для всех сплавов на основе того или иного металла, и слабо зависит от структуры и химического состава. Высокая жёсткость особенно важна для высокопрочных материалов, поскольку с ростом рабочих напряжений увеличивается и уровень упругих деформаций.

III. *Надёжность* — свойство материала противостоять хрупкому разрушению. Хрупкое разрушение — наиболее опасное, так как протекает с большой скоростью и вызывает внезапный отказ деталей. Для предупреждения хрупкого разрушения материалы должны прежде всего иметь высокие характеристики пластичности (δ и ψ) и ударную вязкость (KCU). Однако эти стандартные механические свойства дают определённую информацию лишь о надёжности материалов с низким уровнем прочности и высокой пластичностью. Высокопрочные малопластичные материалы обладают повышенной склонностью к хрупкому разрушению. При оценке их надёжности необходимо учитывать такие характеристики, как температурный порог хладноломкости, работу распространения трещины и вязкость разрушения. Порог хладноломкости $T_{хр}$ позволяет оценить, как влияет снижение температуры на склонность материала к хрупкому разрушению. Чем он ниже по отношению к рабочей температуре, тем больше температурный запас вязкости и выше гарантия от хрупкого разрушения. Для оценки надёжности деталей, в которых могут быть трещины, возникшие при технологических операциях или во время эксплуатации, используют работу распространения трещины KC_p или KCT , а также вязкость разрушения K_{Ic} .

IV. *Долговечность* — свойство материала сопротивляться развитию постепенного разрушения. Она оценивается временем, в течение которого деталь сохраняет работоспособность. Условия работы большинства (более 80%) деталей машин таковы, что их долговечность определяется сопротивлением материала либо усталостному разрушению, либо изнашиванию. Свойство материала противостоять усталости оценивается пределом выносливости.

Износостойкостью называют свойство материала оказывать сопротивление изнашиванию. Изнашивание — процесс постепенного разрушения поверхностных

слоёв материала путём отделения его частиц в результате контактного взаимодействия. Результат изнашивания называется износом. Его оценивают по уменьшению размеров, объёма или массы образца (детали). Скорость и интенсивность изнашивания представляют собой отношение износа соответственно ко времени или пути трения. Износостойкость материала оценивают величиной, обратной скорости или интенсивности изнашивания.

В ряде случаев долговечность деталей определяется действием других факторов. Так, например, для деталей, работающих при высоких температурах, это скорость ползучести, то есть скорость развития пластической деформации при напряжении, меньшем предела текучести.

5.7. ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ

Повышение прочности металлов может быть достигнуто в результате создания барьеров, затрудняющих движение дислокаций. Различают следующие механизмы упрочнения.

1. Деформационное упрочнение. Как было сказано выше, увеличение прочностных характеристик достигается при пластической деформации, сопровождающейся ростом плотности дислокаций. В условиях высокой плотности дислокаций отдельные дислокации мешают движению друг друга. В то же время при данном методе упрочнения может существенно снижаться сопротивление хрупкому разрушению.

2. Зернограничное упрочнение. Границы зёрен непроницаемы для дислокаций, что затрудняет передачу сдвига из зерна в зерно. Поэтому уменьшение размера зерна приводит к росту прочностных характеристик. Зависимость предела текучести $\sigma_{0,2}$ от размера зерна D обычно описывается формулой Холла – Петча:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{D}},$$

где σ_0 и k_y — константы.

Важная особенность зернограничного упрочнения заключается в том, что измельчение зерна наряду с повышением прочности увеличивает вязкость и снижает порог хладноломкости, в то время как все прочие механизмы упрочнения снижают вязкость. Такой эффект обусловлен тем, что границы зёрен тормозят развитие трещин. При переходе из одного зерна в другое трещина изменяет направление движения, в результате чего сопротивление её движению увеличивается.

Одним из перспективных направлений улучшения комплекса механических свойств металлов и сплавов является создание нанокристаллической структуры с зёрнами размером менее 0,1 мкм (100 нм). Для получения таких материалов может быть использована интенсивная пластическая деформация.

3. Твердорастворное упрочнение. В твёрдых растворах замещения и внедрения около атомов растворённого элемента создаются области упругих напряжений (обусловленные, в частности, отличием их размера от размера атомов растворителя). Эти напряжения препятствуют движению дислокаций при нагружении, то

есть вызывают упрочнение. Упрочнение тем больше, чем больше искажения решётки возникают вокруг атомов растворённого элемента и чем выше концентрация раствора. При сопоставимой концентрации упрочнение в твёрдых растворах внедрения намного выше, чем в растворах замещения.

При рациональном легировании твёрдые растворы замещения сохраняют достаточно высокую пластичность и вязкость, и поэтому служат основой большинства промышленных сплавов.

4. Дисперсионное упрочнение. Значительное повышение прочностных характеристик может быть обеспечено при наличии в структуре сплава дисперсных частиц. Дислокациям при движении приходится огибать или перерезать эти частицы, что и вызывает эффект упрочнения. Высокие значения прочности достигаются тогда, когда частицы равномерно распределены по объёму металла и расстояние между ними невелико. Поэтому уменьшение среднего размера частиц приводит к повышению прочности, и наоборот.

Пластичность и вязкость при дисперсионном упрочнении снижаются. Но их можно сохранить на достаточно высоком уровне, варьируя характер выделения частиц.

6. ЖЕЛЕЗО И ЕГО СПЛАВЫ

Сплавы железа с углеродом наиболее широко применяются в технике. Для анализа превращений, протекающих в этих сплавах, используют диаграммы состояний: метастабильную — железо–цементит и стабильную — железо–графит.

6.1. КОМПОНЕНТЫ И ФАЗЫ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО–УГЛЕРОД

I. *Железо* представляет собой металл серебристо-белого цвета, его температура плавления равна 1539°C. Оно имеет две модификации — α и γ . Модификация α -Fe с объёмноцентрированной кубической решёткой (ОЦК) существует при температурах до 911°C и от 1392 до 1539°C. Высокотемпературная модификация α -Fe обычно обозначается δ -Fe. До температуры 768°C (точка Кюри) α -Fe ферромагнитно, выше этой температуры оно становится парамагнитным. Модификация γ -Fe существует в температурном интервале 911...1392°C и имеет гранецентрированную кубическую решётку (ГЦК).

Температуру полиморфного превращения $\alpha \leftrightarrow \gamma$ (911°C) обозначают как точку A_3 , а температуру превращения $\gamma \leftrightarrow \delta$ (1392°C) — как точку A_4 . Точкой A_2 (768°C) обозначают точку Кюри α -Fe.

Углерод является неметаллическим элементом с температурой плавления около 4500°C. Он существует в нескольких модификациях, из которых в обычных условиях стабилен *графит*.

II. В системе железо–углерод различают следующие фазы.

Феррит (Ф) — твёрдый раствор внедрения углерода в α -Fe. Феррит имеет ОЦК решётку. В низкотемпературном α -феррите максимальная растворимость углерода составляет 0,02%, в высокотемпературном δ -феррите — 0,1%.

Аустенит (А) — твёрдый раствор внедрения углерода в γ -Fe, имеющий ГЦК решётку. Максимальная растворимость углерода в аустените составляет 2,14%. Большое различие в растворимости углерода в феррите и аустените определяется тем, что по сравнению с ОЦК решёткой ГЦК решётка имеет бóльшие размеры пор, в которых размещаются атомы углерода, хотя компактность ГЦК решётки выше, чем ОЦК. Феррит и аустенит обладают высокой пластичностью, относительно невысокими твёрдостью и прочностью. Прочностные свойства аустенита несколько выше, чем феррита.

Цементит (Ц) — химическое соединение железа с углеродом, карбид железа Fe_3C . В цементите содержится 6,67%С. Он имеет сложную решётку. Температура плавления цементита составляет 1252°C. Эта фаза слабо ферромагнитна, её точка Кюри, обозначаемая как A_0 , находится при 210°C. Цементит является твёрдой и хрупкой фазой.

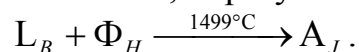
Графит (Г) имеет гексагональную решётку. Он мягок и обладает низкой прочностью.

Цементит является метастабильной фазой и при нагреве до высоких температур распадается на железо и графит.

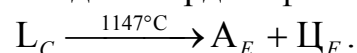
6.2. ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО–ЦЕМЕНТИТ

I. Диаграмма состояний железо–цементит приведена на рис. 32. Её особенность заключается в том, что на горизонтальной оси указывается концентрация углерода от 0 до 6,67%. Координаты характерных точек диаграммы указаны в табл. 1. Точка *A* соответствует температуре плавления чистого железа, а точка *D* — температуре плавления цементита. Точки *N* и *G* определяют температуры полиморфных превращений железа. Точки *H* и *P* характеризуют предельную растворимость углерода в δ - и α -феррите, а точка *E* — в аустените. Линия *ABCD* на диаграмме является линией ликвидус, а линия *АНJECF* — линией солидус.

II. В железоуглеродистых сплавах протекает ряд превращений, которым на диаграмме соответствуют следующие линии. Линия *HJB* — линия *перитектического* превращения, которое заключается в том, что жидкая фаза состава *B*, взаимодействуя с δ -ферритом состава *H*, образуют аустенит состава *J*:



Линия *ECF* — линия *эвтектического* превращения, заключающегося в распаде жидкой фазы состава *C* на две твёрдых фазы: аустенит состава *E* и цементит:



При этом образуется эвтектика, которая носит название *ледебурит*. Точка *C* (4,3%С) является эвтектической точкой.

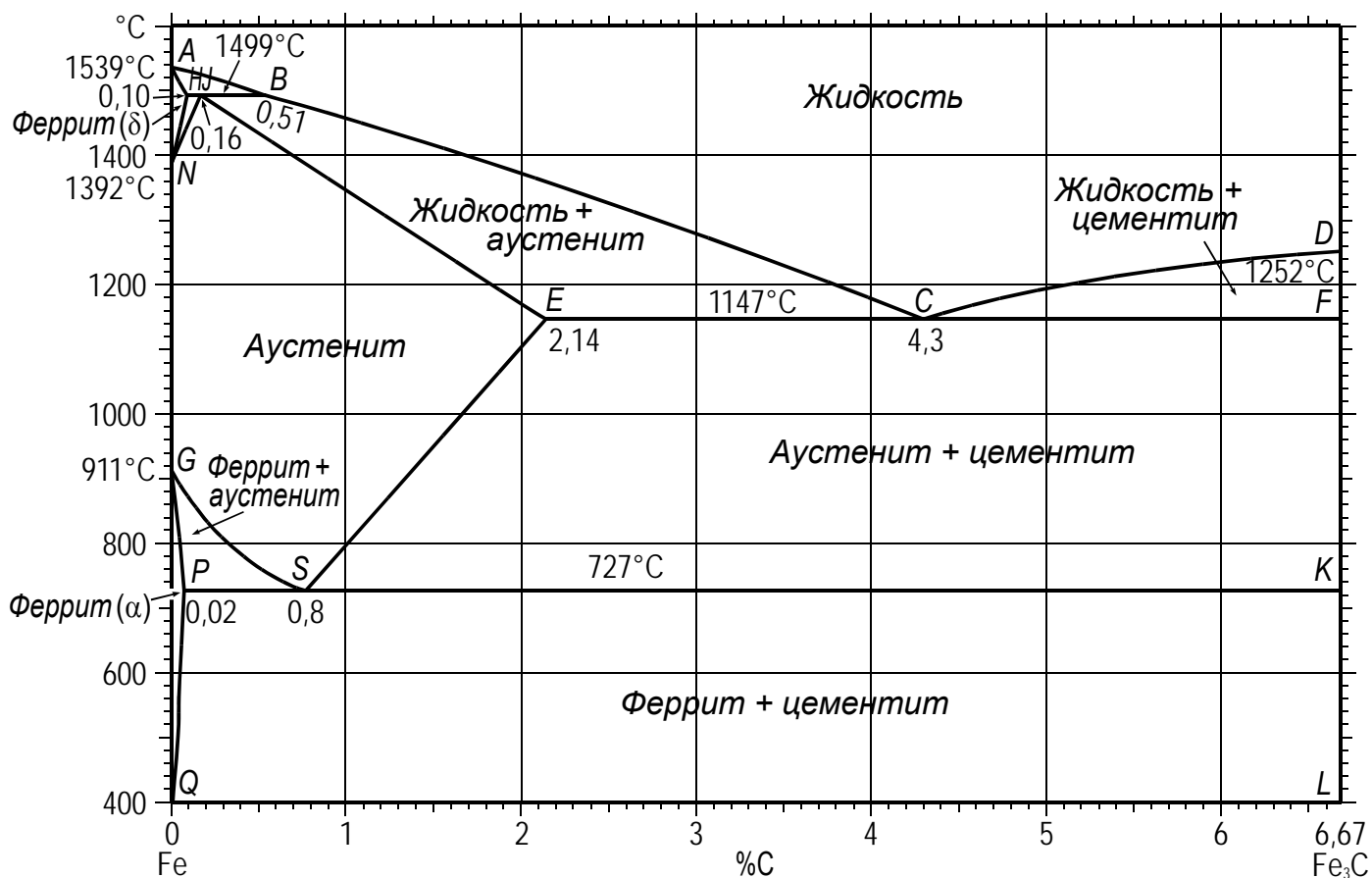


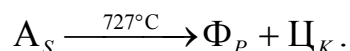
Рис. 32. Диаграмма состояний Fe–Fe₃C

Таблица 1

Характерные точки диаграммы состояния Fe–Fe₃C

Обозначение точки	Температура, °C	Концентрация углерода, %	Обозначение точки	Температура, °C	Концентрация углерода, %
A	1539	0	E	1147	2,14
N	1392	0	C	1147	4,3
D	1252	6,67	F	1147	6,67
H	1499	0,1	G	911	0
J	1499	0,16	P	727	0,02
B	1499	0,51	S	727	0,8
			K	727	6,67

Линия PSK — линия *эвтектоидного* превращения, при котором одна твёрдая фаза (аустенит состава S) распадается на две другие твёрдые фазы (α -феррит состава P и цементит):



Образовавшаяся смесь двух твёрдых фаз называется *эвтектоидом*. В железоуглеродистых сплавах эвтектоидная смесь феррита и цементита носит также название *перлит*. Точка S называется эвтектоидной точкой.

III. На диаграмме можно указать три однофазных области существования твёрдых растворов: область аустенита $GSEJN$, область α -феррита QPG и область δ -феррита NHA . Линии SE и PQ являются линиями предельной растворимости углерода в аустените и α -феррите соответственно. Выделение углерода из этих фаз при уменьшении его растворимости с понижением температуры происходит с образованием цементита. Если цементит, кристаллизующийся непосредственно из жидкой фазы, называется *первичным*, то цементит, выделяющийся из аустенита, носит название *вторичного*, а выделяющийся из α -феррита — *третичного*.

IV. Сплавы, содержащие до 0,02%С, носят название *технического железа* (рис. 33, *а*). Сплавы, содержащие от 0,02 до 2,14%С, называют *сталями*; им соответствует участок диаграммы между точками P и E . Различают *доэвтектоидные* стали, расположенные по составу левее точки S диаграммы, и *заэвтектоидные*, находящиеся правее этой точки. Сплав, отвечающий точке S , называется *эвтектоидной* сталью.

Сплавы, содержащие от 2,14 до 6,67%С (участок диаграммы от E до F), называются *чугунами*. Чугун может быть *доэвтекктическим*, находящимся по составу между точками E и C диаграммы, и *заэвтекктическим*, лежащим по составу между точками C и F . Чугун, содержащий 4,3%С, называется *эвтекктическим*.

V. Если эвтектоидную сталь с 0,8%С, нагретую в однофазную аустенитную область, медленно охладить, то при достижении температуры 727°C (точка S) произойдёт эвтектоидное превращение с образованием эвтектоидной смеси — перлита (рис. 33, *д*). Перлит состоит из чередующихся пластинок феррита и цементита, которые объединены в отдельные колонии. При дальнейшем понижении температуры ниже линии PSK происходит очень незначительное по объёму выделение третичного цементита, однако структурно такой цементит не обнаруживается, поскольку присоединяется к цементиту перлита.

В доэвтектоидных сталях при переохлаждении ниже температуры, соответствующей линии GS , из аустенита начинает выделяться феррит. При этом состав аустенита меняется в соответствии с линией GS , а феррита — по линии GP . При достижении температуры 727°C (линия PSK) содержание углерода в оставшемся аустените достигает 0,8%, и аустенит будет претерпевать эвтектоидный распад с образованием перлита. Как и в случае эвтектоидной стали, выделяющийся при более низких температурах третичный цементит структурно не выявляется¹. Та-

¹ Третичный цементит играет заметную роль лишь в формировании свойств малоуглеродистых сплавов. Обычно при рассмотрении структуры сталей, содержащих более 0,02%С, о третичном цементите не упоминают.

ким образом, структура доэвтектоидной стали после медленного охлаждения состоит из избыточного феррита и перлита. При увеличении содержания углерода в доэвтектоидной стали количество избыточного феррита уменьшается, а перлита увеличивается (рис. 33, б...г). В сталях с небольшим содержанием углерода, в которых образуется большое количество феррита, эта фаза находится в виде относительно равноосных зёрен (рис. 33, б, в). В тех случаях, когда количество феррита невелико, он выделяется лишь около границ бывшего аустенитного зерна и при микроструктурном исследовании выявляется в виде сетки (рис. 33, г).

В заэвтектоидных сталях при охлаждении ниже ES из аустенита выделяется вторичный цементит. По мере его образования содержание углерода в аустените уменьшается согласно линии ES . При температуре эвтектоидного превращения (линия PSK) оставшийся аустенит распадается с образованием перлита. Таким образом, структура заэвтектоидной стали состоит из избыточного цементита и перлита. По мере увеличения содержания углерода в заэвтектоидной стали количество избыточного цементита возрастает, а перлита уменьшается. Избыточный

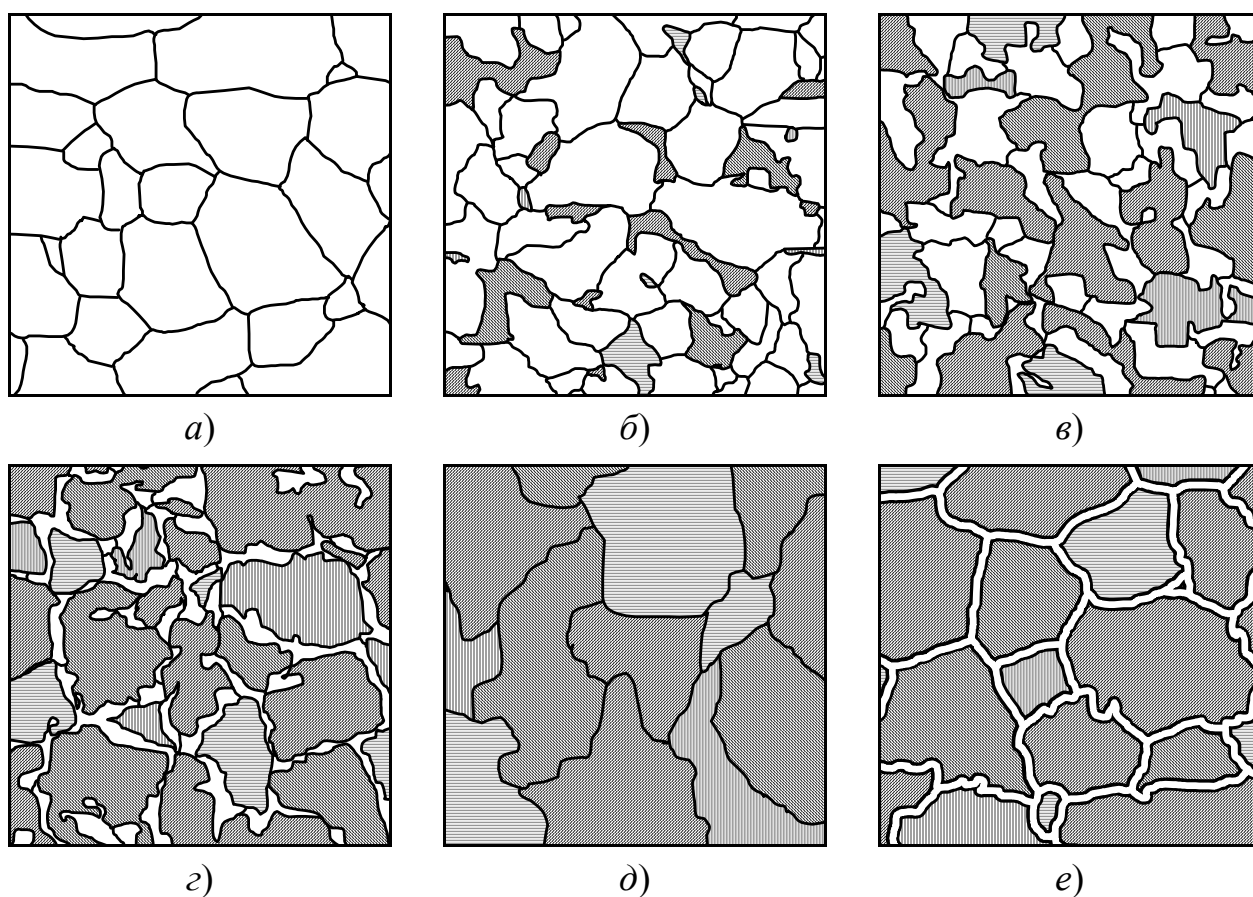


Рис. 33. Схемы структур сталей в равновесном состоянии: a — техническое железо; $б...г$ — доэвтектоидные стали ($б$ — 0,2%С; $в$ — 0,4%С; $г$ — 0,6%С); $д$ — эвтектоидная сталь (0,8%С); $е$ — заэвтектоидная сталь (1,2%С).

Светлые зёрна — феррит; тёмные участки — перлит;
светлая сетка на рис. $е$ — вторичный цементит

цементит при медленном охлаждении из аустенитной области выделяется по границам бывших аустенитных зёрен, и при исследовании в оптическом микроскопе он выглядит в виде сетки (рис. 33, *e*).

Структуры, состоящие из перлита или перлита с избыточным ферритом (цементитом) носят общее название феррито-карбидных структур (ФКС).

VI. Для сталей различают следующие критические точки.

Точка A_1 — температура эвтектоидного превращения. При медленном охлаждении аустенит состава S превращается в феррит состава P и цементит. При медленном нагреве реакция идёт в обратном направлении.

Точка A_3 — начало выделения феррита из аустенита при медленном охлаждении или конец превращения феррита в аустенит при медленном нагреве.

Точка A_{cm} — начало выделения вторичного цементита из аустенита при медленном охлаждении или окончание растворения цементита в аустените при медленном нагреве.

Указанные критические точки имеют разное значение при нагреве и охлаждении. Обозначения критических точек, определённых при нагреве, имеют дополнительный индекс «с», а при охлаждении — «г»: A_{c1} и $A_{г1}$, A_{c3} и $A_{г3}$.

VII. Так как чугуны широко используются в качестве литейного материала, рассмотрим изменение их структуры при охлаждении после нагрева до жидкого состояния. В эвтектическом чугуне, содержащем 4,3%С, при охлаждении до температуры 1147°C (линия ECF) начинается эвтектическое превращение с образованием эвтектической смеси — ледебурита, состоящего из аустенита состава E и цементита. При последующем снижении температуры вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените (линия SE) происходит выделение вторичного цементита. Этот цементит самостоятельной структурной составляющей не образует. При 727°C аустенит, входящий в состав ледебурита и обеднённый углеродом до 0,8%, претерпевает эвтектоидный распад с образованием перлита, состоящего из феррита и цементита. Ледебурит, аустенит которого испытал эвтектоидный распад, называется *превращённым ледебуритом* (рис. 34, *б*). Ледебурит обладает высокой твёрдостью и хрупкостью. Его присутствие в структуре чугунов делает их неспособными к обработке давлением.

В доэвтектических чугунах (2,14...4,3%С) кристаллизация начинается с выделением из жидкости кристаллов аустенита. Этот процесс идёт в интервале температур между линией ликвидус BC и линией эвтектического превращения ECF . Состав аустенита меняется согласно линии JE , а жидкости — по линии BC . При температуре 1147°C жидкость, имеющая состав точки C , претерпевает эвтектическое превращение с образованием ледебурита. Таким образом, структура доэвтектического чугуна при температурах несколько ниже 1147°C будет состоять из участков аустенита и участков ледебурита. Как и в случае чугуна эвтектического состава, при охлаждении между линиями ECF и PSK в доэвтектическом чугуне происходит выделение вторичного цементита из аустенита. При температуре 727°C происходит эвтектоидный распад аустенита. При этом бывшие первичные участки аустенита превращаются в перлитные колонии, а аустенит, входящий в состав ледебурита, также претерпевает эвтектоидный распад с образованием фер-

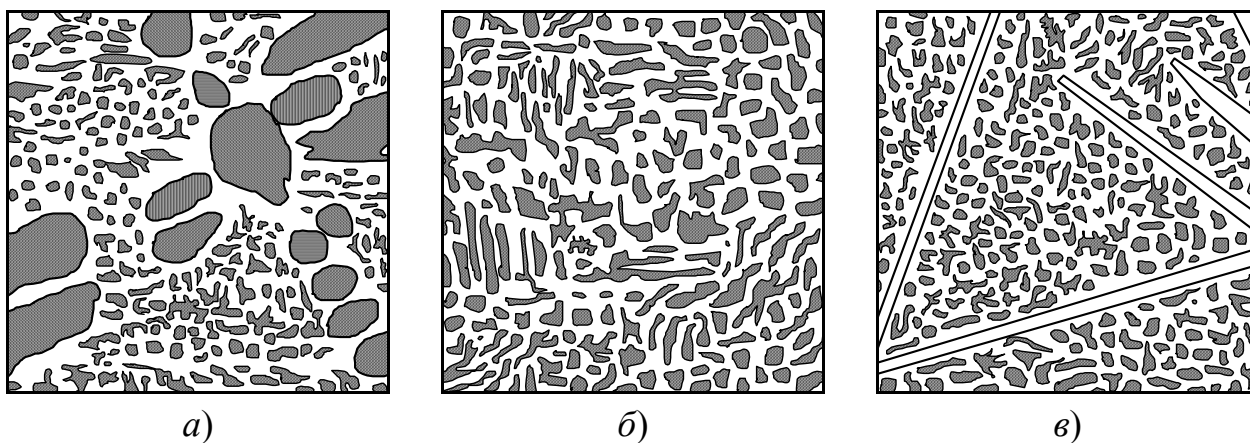


Рис. 34. Схемы структур белых чугунов:
a — доэвтектического; *б* — эвтектического; *в* — заэвтектического.
 Тёмные участки на рис. *a* — перлит,
 светлые пластины на рис. *в* — первичный цементит

рита и цементита. Как было сказано выше, такой ледебурит называется превращённым. В итоге структура доэвтектического чугуна состоит из участков перлита и превращённого ледебурита (рис. 34, *a*). При увеличении содержания углерода в доэвтектическом чугуне количество превращённого ледебурита в структуре увеличивается, а перлита — уменьшается.

В заэвтектическом чугуне, содержащем более 4,3%С, в процессе охлаждения в температурном интервале между линиями ликвидус *CD* и эвтектического превращения *ECF* выделяется первичный цементит. При достижении температуры 1147°C образуется ледебурит; охлаждение от 1147 до 727°C сопровождается выделением вторичного цементита из входящего в состав ледебурита аустенита, а при 727°C аустенит ледебурита испытывает эвтектоидный распад. После окончания охлаждения структура заэвтектического чугуна состоит из избыточного первичного цементита и превращённого ледебурита. Первичный цементит в такой структуре имеет вид крупных пластин (рис. 34, *в*). С увеличением содержания углерода в заэвтектическом чугуне количество первичного цементита увеличивается, а превращённого ледебурита — уменьшается.

VIII. Углерод в чугуне может находиться не только в виде цементита, но и графита. До сих пор мы рассматривали чугуны, в которых углерод входил в состав цементита. Такие чугуны называются *белыми*, так как цементит придаёт излому такого чугуна специфический светлый блеск. Если углерод существует в виде графита, то чугун называется *серым*, так как он имеет излом серого цвета. Кроме того, существуют *половинчатые* чугуны, в которых часть углерода входит в состав цементита, а часть выделяется в виде графита.

6.3. ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО–ГРАФИТ

На рис. 35 диаграмма состояний железо–графит нанесена на диаграмму состояний железо–цементит пунктирными линиями. Согласно этой диаграмме, при температурах, соответствующих линии $C'D'$, из жидкой фазы выделяется первичный графит. При температуре 1153°C (линия $E'C'F'$) образуется графитная эвтектика: аустенит состава E' и графит. Эвтектический сплав содержит $4,26\% \text{C}$. Эвтектоидное превращение у сплавов системы железо–графит протекает при 738°C , причём эвтектоидная точка S' соответствует $0,7\% \text{C}$. Структура эвтектоида состоит из феррита и графита. В интервале от 1153 до 738°C из аустенита выделяется графит. При этом аустенит меняет свой состав в соответствии с линией $E'S'$. Кристаллизация чугунов с образованием графита имеет место лишь при очень малых скоростях охлаждения. Ускоренное охлаждение частично или полностью подавляет выделение графита и способствует образованию метастабильной фазы — цементита.

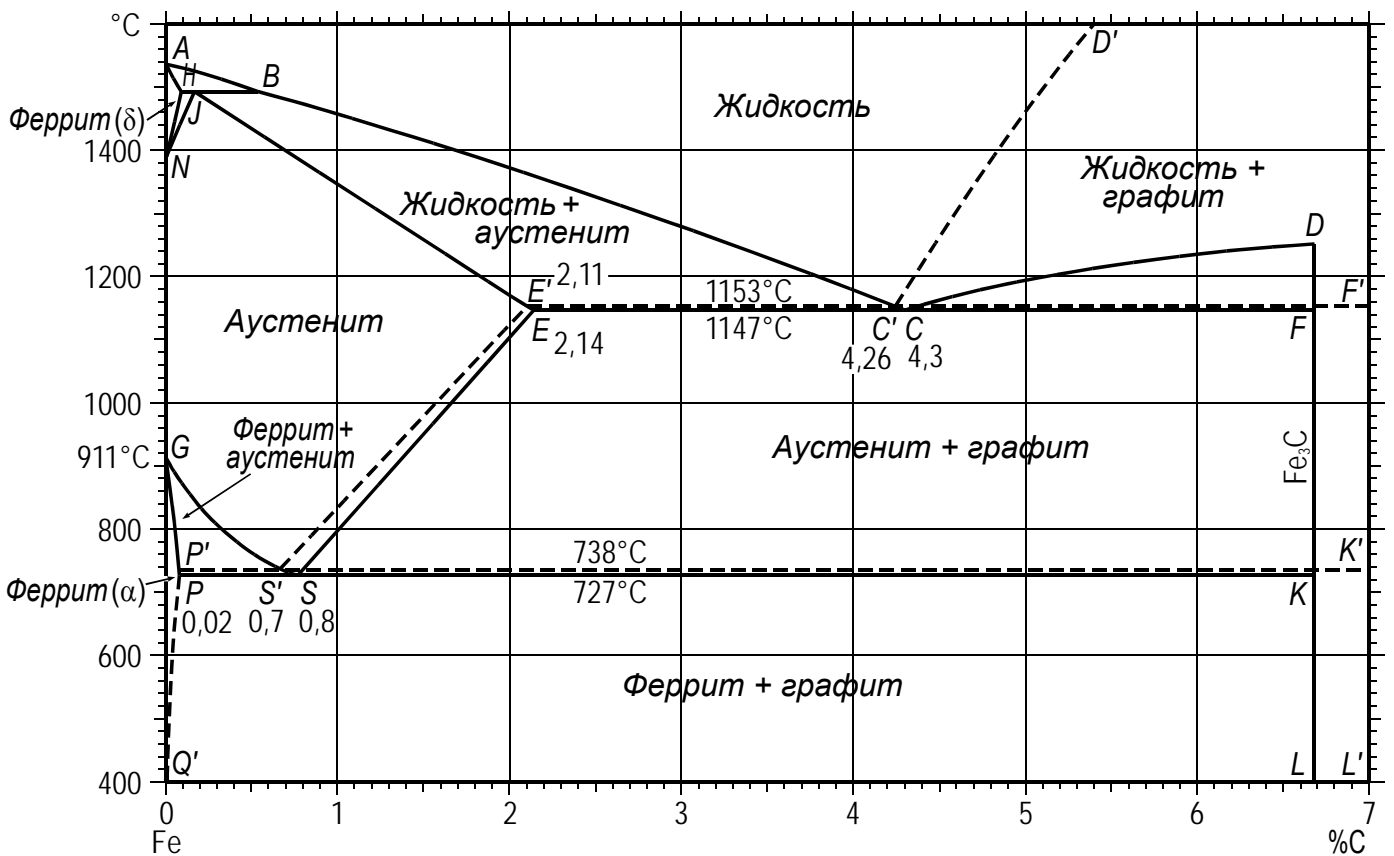


Рис. 35. Диаграмма состояний железо–графит

6.4. ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА И ПРИМЕСЕЙ НА СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

I. Определяющее влияние на свойства стали оказывает *углерод*. Структура стали после медленного охлаждения обычно состоит из двух фаз: мягкого пластичного феррита и твёрдого, но хрупкого цементита. С повышением содержания углерода количество цементита в структуре стали увеличивается, и вследствие этого возрастают твёрдость, пределы текучести и прочности, но снижаются относительное удлинение и сужение, ударная вязкость, а порог хладноломкости смещается в сторону более высоких температур (рис. 36). При содержании в стали более 1,0%С пределы текучести и прочности начинают уменьшаться, несмотря на продолжающееся повышение твёрдости. Это объясняется выделением по границам бывших зёрен аустенита вторичного цементита, образующего сплошной хрупкий каркас, который при нагружении вызывает преждевременное разрушение.

Углерод влияет и на технологические свойства стали. С увеличением содержания углерода ухудшается её обрабатываемость резанием, так как растёт твёрдость и снижается теплопроводность. Впрочем, низкоуглеродистые стали также плохо обрабатываются резанием из-за слишком высокой вязкости. Наилучшей обрабатываемостью резанием обладают среднеуглеродистые стали, содержащие 0,4...0,5%С. С повышением содержания углерода ухудшается свариваемость стали, снижается её способность деформироваться в горячем и особенно в холодном состоянии.

Присутствующие в стали примеси подразделяют на *постоянные* и *случайные*. К постоянным относят Mn, Si, S, P, а также газы — N, O и H.

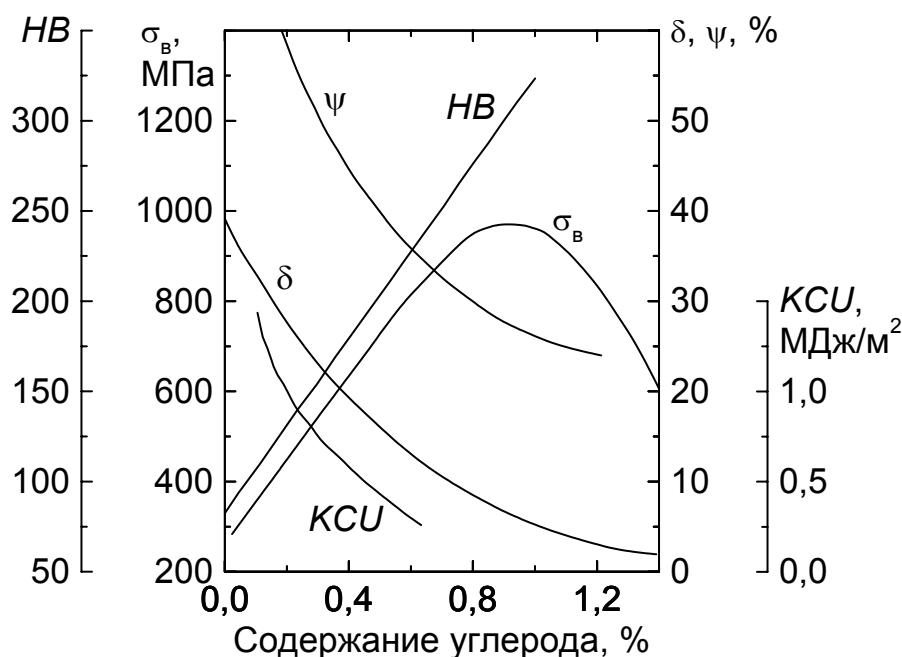


Рис. 36. Влияние углерода на механические свойства стали после охлаждения на воздухе

II. *Марганец и кремний* вводят в сталь при выплавке для раскисления. После выплавки в стали остаётся 0,3...0,8%Mn и до 0,4%Si. Кремний, растворяясь в феррите, значительно повышает предел текучести и снижает способность стали к холодной пластической деформации.

III. *Сера и фосфор* в стали являются вредными примесями. Сера вызывает *красноломкость* стали — хрупкость при горячей обработке давлением. Она образует сульфид FeS, который совместно с железом даёт легкоплавкую эвтектику (988°C). Эта эвтектика располагается преимущественно по границам зёрен. При нагреве стали до температур прокатки иликовки (1000...1200°C) эвтектика расплавляется, нарушая связь между зёрнами, вследствие чего образуются надрывы и трещины. Присутствие в стали марганца, обладающего бóльшим сродством к сере, чем железо, и образующего с ней гораздо более тугоплавкий сульфид MnS, практически исключает красноломкость. В то же время присутствие в стали частиц MnS приводит к снижению пластичности, вязкости и предела выносливости. В горячедеформированной стали обычно наблюдается строчечное расположение частиц MnS, что является одной из причин появления анизотропии свойств. Поэтому содержание серы в стали ограничивается.

Фосфор, растворяясь в феррите, увеличивает пределы текучести и прочности, уменьшает пластичность и вязкость и повышает порог хладноломкости. Вредное влияние фосфора усугубляется тем, что он сильно склонен к ликвации. Поэтому количество в стали фосфора, так же как и серы, строго регламентируется.

Азот и кислород образуют в стали хрупкие неметаллические включения (FeO, SiO₂, AlN и др.), которые повышают порог хладноломкости и снижают сопротивление хрупкому разрушению и предел выносливости стали.

Очень вреден растворённый в стали *водород*, который не только сильно охрупчивает сталь, но и приводит к образованию в крупных поковках *флокенов*. Они представляют собой очень тонкие трещины округлой формы, имеющие в изломе вид пятен серебристого цвета. Флокены возникают вследствие выделения внутри металла водорода. Они резко ухудшают свойства стали.

Случайными называют примеси, попадающие в сталь из шихты (медь, хром, мышьяк и др.). Некоторые из них могут отрицательно влиять на механические свойства.

6.5. ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В СТАЛЯХ

I. *Легирующими* называются элементы, которые специально вводят в сталь для получения требуемых структуры и свойств. В качестве легирующих элементов используют Cr, Ni, Mn, Si, Mo, W, V, Ti и др. Рассмотрим взаимодействие легирующих элементов с основными компонентами стали — железом и углеродом.

II. Взаимодействие легирующих элементов с железом. Большинство легирующих элементов образуют с железом твёрдые растворы замещения. Небольшая группа элементов образует твёрдые растворы внедрения (N). Некоторые элементы практически не растворяются в железе (Pb). Легирующие элементы влияют на

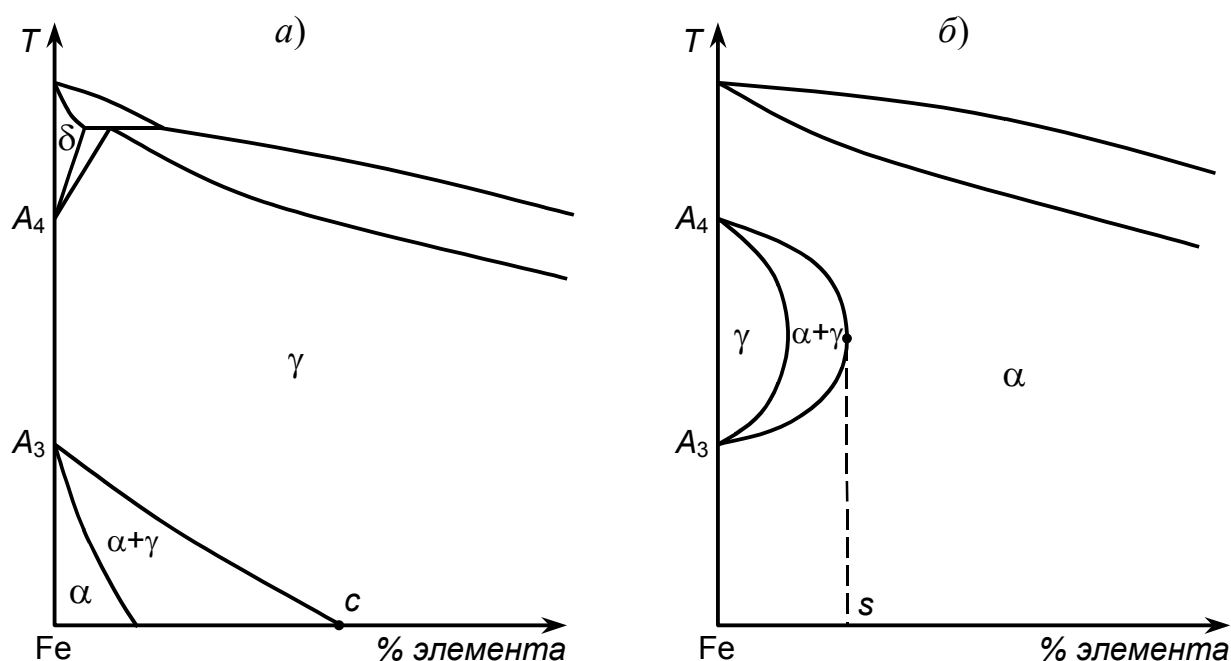


Рис. 37. Схемы диаграмм состояний железо–легирующий элемент:
a — элемент расширяет γ -область; *б* — элемент сужает γ -область

температурные области существования полиморфных модификаций железа. По характеру такого влияния они делятся на две группы: элементы, *расширяющие* γ -область и элементы, *сужающие* γ -область.

К первой группе относятся Mn, Ni, Co, Cu, N, а также C. Они повышают точку A_4 и понижают точку A_3 . Приведённая на рис. 37, *a* диаграмма состояний железо–легирующий элемент наглядно показывает, что с увеличением содержания этих легирующих элементов расширяется область существования γ -фазы и сужается α -область. Никель, марганец и кобальт неограниченно растворяются в γ -железе. При достаточно больших содержаниях они снижают температуру $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения вплоть до комнатной температуры, как это и показано на рис. 37, *a*. В этом случае сплавы, состав которых на диаграмме состояний лежит правее точки *c*, имеют при комнатной температуре аустенитную структуру и не испытывают при нагреве и охлаждении $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращения. Такие сплавы называют *аустенитными*.

Ко второй группе относятся Cr, Mo, W, V, Ti, Al, Si. Они понижают точку A_4 и повышают точку A_3 . При определённой концентрации эти элементы полностью выклинивают γ -область и образуют гомогенную α -область. Из рис. 37, *б* видно, что сплавы, находящиеся на диаграмме правее точки *s*, при всех температурах имеют ферритную структуру. Такие сплавы называют *ферритными*.

III. Взаимодействие легирующих элементов с углеродом. По характеру взаимодействия с углеродом легирующие элементы делятся на две группы: *карбидообразующие* и *некарбидообразующие*.

Способность к образованию карбидов у элементов первой группы возрастает в следующей последовательности: Fe – Mn – Cr – Mo – W – V – Nb – Ti.

Если Mn, Cr, Mo и W содержатся в стали в небольших количествах, то они растворяются в цементите, замещая в нем атомы железа. При повышенном содержании Cr, Mo и W могут образовывать специальные карбиды, например, Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$ или Mo_2C .

Сильные карбидообразующие элементы V, Nb и Ti практически не растворяются в цементите. Эти элементы уже при малых содержаниях в стали образуют специальные карбиды VC, NbC, TiC.

При введении в сталь нескольких карбидообразующих элементов в первую очередь образуются специальные карбиды более сильного карбидообразующего элемента.

Ко второй группе относятся Al, Si, Ni, Co, Cu.

IV. Влияние легирующих элементов на критические точки. Легирующие элементы оказывают на точку A_3 в сталях такое же влияние, как и в железе. На точку A_1 влияние легирующих элементов следующее: элементы, расширяющие γ -область, смещают её вниз, а сужающие γ -область, — вверх (рис. 38). Карбидообразующие элементы, находясь в цементите, затрудняют его растворение при нагреве и повышают точку A_{cm} .

V. Легирующие элементы могут заметно влиять на эвтектоидную концентрацию углерода. Большинство легирующих элементов снижают содержание углерода в эвтектоиде и, соответственно, смещают точку S на диаграмме железо–цементит в сторону меньших содержаний углерода. В результате при достаточном легировании доэвтектоидная сталь может стать эвтектоидной и даже заэвтектоидной. Под действием легирования может уменьшаться предельная концентрация углерода в аустените, и точка E на диаграмме железо–цементит будет смещаться влево. При значительном содержании в стали некоторых элементов (например,

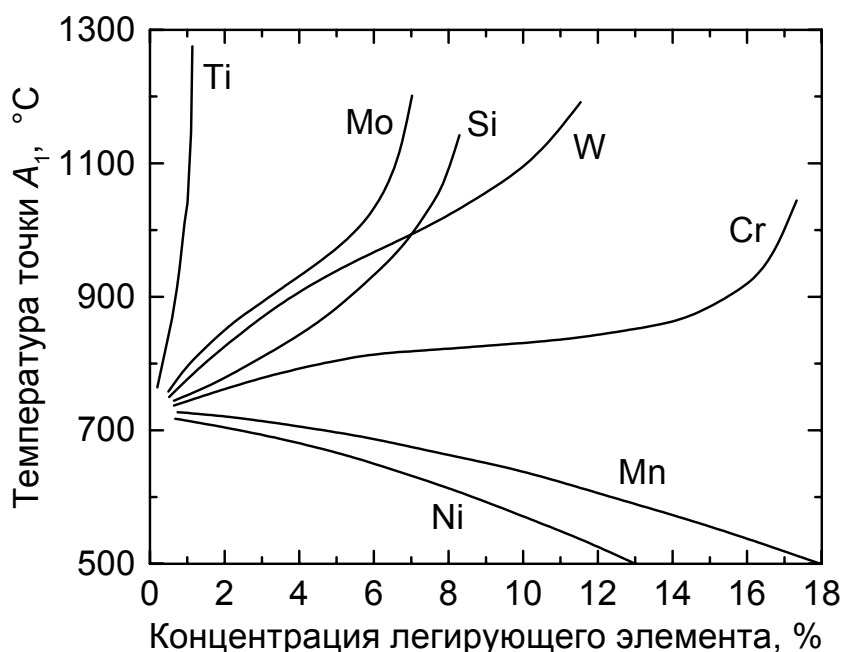


Рис. 38. Влияние легирования на положение точки A_1 сталей

Cr, Si) растворимость углерода в аустените может уменьшаться так существенно, что в структуре стали появится ледебурит. Стали, которые содержат в структуре ледебуритную составляющую, называют *ледебуритными*.

6.6. КЛАССИФИКАЦИЯ СТАЛЕЙ

Стали классифицируют по различным признакам.

1. По *химическому составу* стали делят на две большие группы: углеродистые и легированные. В зависимости от содержания углерода те и другие подразделяют на низкоуглеродистые (менее 0,3%С), среднеуглеродистые (0,3...0,7%С) и высокоуглеродистые (более 0,7%С). По содержанию легирующих элементов стали делят на низколегированные, среднелегированные и высоколегированные. В низколегированных сталях количество легирующих элементов не превышает 5%, в среднелегированных их содержится 5...10%, а в высоколегированных — более 10%. В зависимости от основных легирующих элементов различают стали марганцовистые, хромистые, хромоникелевые и т.д.¹

2. По *назначению* стали делят на три основных группы:

— *конструкционные*, предназначенные для изготовления конструкций, деталей машин и приборов;

— *инструментальные*, из которых изготавливают режущий и измерительный инструмент, а также инструмент для холодного и горячего деформирования;

— *стали с особыми свойствами*, обладающие специфическими магнитными, электрическими и другими характеристиками.

3. По *качеству* стали подразделяют на стали обыкновенного качества, качественные, высококачественные и особовысококачественные. Стали *обыкновенного качества* обычно содержат до 0,050%S и до 0,040%P. В *качественных* сталях содержание серы и фосфора допускается не более 0,035% каждого. *Высококачественные* стали содержат не более 0,025%S и 0,025%P, а *особовысококачественные* — не более 0,015%S и 0,025%P.

4. По *степени раскисления* стали делятся на спокойные, полуспокойные и кипящие. *Спокойные* стали раскисляют марганцем, кремнием и алюминием. Они содержат мало кислорода и затвердевают спокойно, без выделения газов. *Кипящие* стали раскисляют только марганцем. В них содержится повышенное количество кислорода, который при затвердевании стали частично взаимодействует с растворённым в ней углеродом и удаляется в виде окиси углерода CO. Бурное выделение пузырьков CO создаёт впечатление «кипения» стали, с чем и связано название «кипящая». Кипящие стали дешевле спокойных. Кроме того, они содержат мало кремния (не более 0,05%) и поэтому обладают повышенной пластичностью в холодном состоянии. Но многие другие свойства у кипящих сталей хуже, чем у спокойных. В частности, у них существенно выше порог хладноломкости. *Полуспокойные* стали занимают промежуточное положение между спокойными и кипящими. Их раскисляют марганцем и небольшим количеством кремния.

¹ Маркировка углеродистых и легированных сталей приведена в приложении.

6.7. ЧУГУНЫ

I. Напомним, что чугунами называются железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14%С. Концентрация углерода в промышленных чугунах обычно не превышает 4,5%. Чугуны обладают хорошими литейными свойствами: высокой жидкотекучестью, малой усадкой, хорошей заполняемостью форм. Поэтому их применяют для изготовления литых деталей.

Использование белых чугунов, в которых углерод находится в виде цементита, на практике невелико. Это обусловлено тем, что из-за большой доли Fe_3C такие чугуны обладают очень низкой пластичностью, хрупки и практически не поддаются обработке резанием.

Широкое применение нашли серые чугуны. В зависимости от формы графита их подразделяют на обычные серые, высокопрочные и ковкие чугуны¹ (рис. 39).

II. Серые чугуны. В таких чугунах графит имеет пластинчатую форму. Кроме железа и углерода серые чугуны содержат кремний в количестве 1,0...3,5%. Этот элемент обладает сильным графитизирующим действием. Он способствует выделению графита в процессе затвердевания чугуна и разложению образовавшегося при охлаждении цементита. Кроме кремния, графитизации способствует замедленное охлаждение.

По строению металлической основы (рис. 40) различают:

- серый перлитный чугун со структурой перлит + графит; в таком чугуне количество связанного в цементит углерода составляет 0,8%;
- серый феррито-перлитный чугун, имеющий структуру феррит + перлит + графит; в этом случае в цементит будет связано менее 0,8%С;
- серый ферритный чугун со структурой феррит + графит; в таких чугунах весь углерод находится в виде графита.

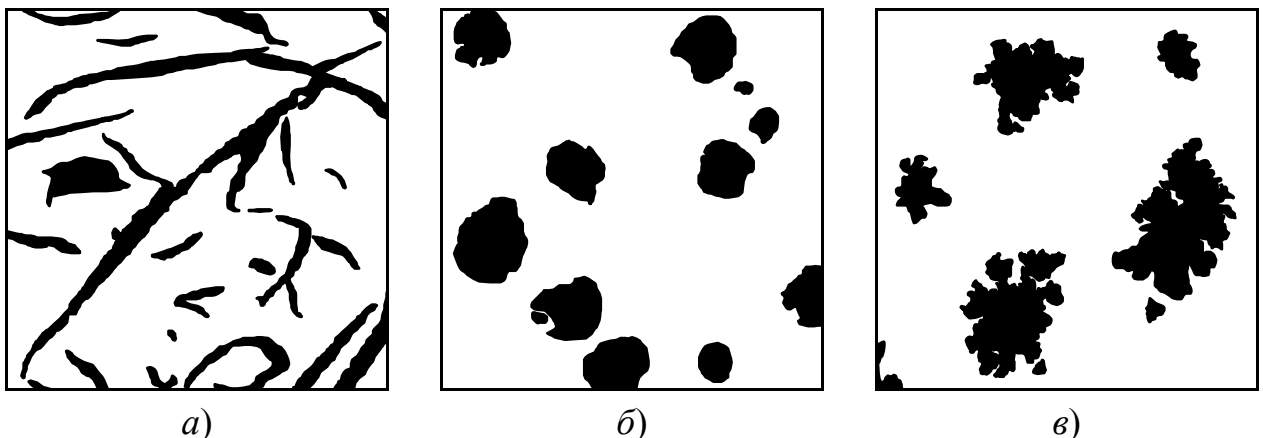


Рис. 39. Схемы структур чугунов с различной формой графита:
а — серый чугун; б — высокопрочный чугун; в — ковкий чугун

¹ Маркировка чугунов приведена в приложении.

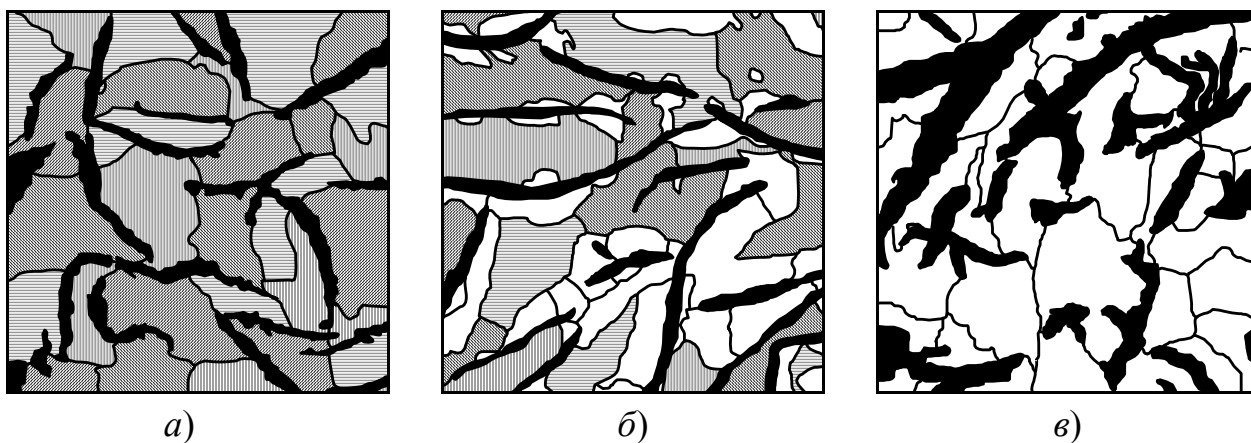


Рис. 40. Схемы структур серого чугуна с различной металлической основой:
a — перлитной; *б* — феррито-перлитной; *в* — ферритной.
 Светлые участки — феррит, тёмные — перлит

Структуру металлической матрицы можно изменять, варьируя состав серого чугуна и скорость кристаллизации. Имеющиеся в структуре серого чугуна графитные пластины, прочность которых ничтожно мала, можно рассматривать как надрезы или трещины, поэтому чугуны с пластинчатым графитом плохо работают под действием растягивающих напряжений. Их механические характеристики, определённые при растяжении, имеют низкие значения. Так, например, относительное удлинение не превышает 0,5...1,0%. В то же время серые чугуны хорошо работают при сжимающих напряжениях. Они обладают высокими антифрикционными свойствами, так как графит играет роль естественной смазки. Серые чугуны имеют хорошие демпфирующие свойства, то есть эффективно гасят вибрации. Эти чугуны удовлетворительно обрабатываются резанием, так как наличие в структуре графита способствует измельчению стружки. Прочность и твёрдость чугунов растут при увеличении количества перлита в металлической основе.

III. Высокопрочные чугуны. Высокопрочными называют чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму. Их получают путём модифицирования магнием, который вводят в жидкий чугун в количестве 0,02...0,08%. Шаровидный графит значительно меньше ослабляет металлическую основу чугуна, чем пластинчатый. Поэтому высокопрочные чугуны имеют заметно более высокие механические свойства (как прочность, так и пластичность). При этом сохраняются положительные свойства серого чугуна: высокая износостойкость, способность гасить вибрации, хорошая обрабатываемость резанием и т.д.

По структуре металлической основы высокопрочный чугун, как и серый, может быть ферритным, феррито-перлитным и перлитным.

IV. Ковкие чугуны. Ковкими называют чугуны, графит в которых имеет хлопьевидную форму. По структуре металлической основы они бывают ферритными и перлитными. Их получают отжигом белых доэвтектических чугунов. Для формирования ферритной основы отливки из белого чугуна нагревают до температуры несколько ниже эвтектической (950...970°C) и выдерживают при этой

температуре 10...15 ч. Происходит первая стадия графитизации: весь цементит белого чугуна распадается с образованием графита по реакции $C \rightarrow A + G$. Затем температуру медленно снижают, и при этом происходит вторая стадия графитизации — распад выделяющегося вторичного цементита. Третья стадия графитизации протекает при длительной выдержке (20...25 ч) несколько ниже температуры эвтектоидного превращения, в процессе которой распадается цементит перлита. Для получения перлитного ковкого чугуна увеличивают продолжительность первой стадии графитизации, но после неё проводят непрерывное охлаждение отливок до комнатной температуры. Поскольку графитизация цементита перлита в таких условиях практически не происходит, то чугун приобретает структуру, состоящую из перлита и хлопьевидного графита.

Ковкий чугун имеет более высокие механические свойства по сравнению с серым, но отличается несколько худшими литейными свойствами.

ГЛАВА II. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

I. Под *термической обработкой* понимают технологические процессы, при которых путём теплового воздействия изменяют структуру и свойства металлов и сплавов.

Термическая обработка заключается в нагреве до определённой температуры, регламентированной выдержке при этой температуре и последующем охлаждении. Её основными параметрами являются температура нагрева, длительность выдержки, скорости нагрева и охлаждения.

II. Классификация видов термической обработки. Вид термической обработки определяется типом фазовых и структурных превращений, происходящих при тепловом воздействии. В настоящее время наиболее распространённой является классификация видов термической обработки, схема которой приведена на рис. 41.

1. Под *отжигом* понимают термическую обработку, обеспечивающую достижение равновесного состояния или близкого к нему. При *отжиге первого рода* для этой цели не используются фазовые превращения, хотя они могут протекать во время его осуществления. В основе этой обработки лежат процессы, самопроизвольно протекающие во время выдержки при повышенных температурах и приводящие к снижению свободной энергии системы.

При *отжиге второго рода* для достижения равновесного состояния или близкого к нему используются диффузионные фазовые превращения. Это могут быть полиморфные и эвтектоидные превращения, а также превращения, связанные с изменением растворимости компонентов в твёрдом состоянии. При таком отжиге

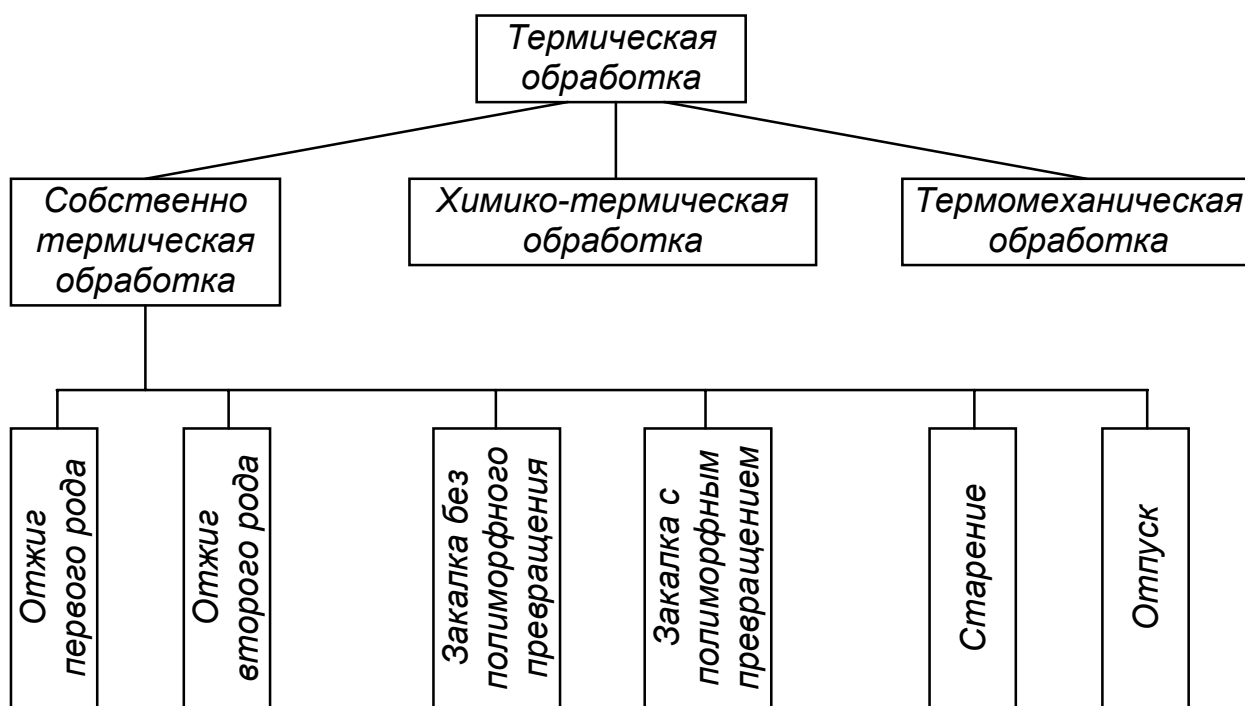


Рис. 41. Классификация видов термической обработки

нагрев проводится выше температур фазового превращения. Охлаждение осуществляется с небольшой скоростью, чтобы превращение высокотемпературной фазы в структуры, устойчивые при низкой температуре, прошло в полной мере.

2. *Закалка* — это термическая обработка, при которой получают неравновесные структуры. Такой обработке подвергаются сплавы, имеющие фазовые превращения в твёрдом состоянии. При закалке, как и при отжиге второго рода, нагрев проводят выше температуры фазового превращения. Охлаждение осуществляют с высокой скоростью, чтобы подавить фазовые превращения, связанные с диффузией. Различают два вида закалки: без полиморфного превращения и с полиморфным превращением.

Закалка без полиморфного превращения или *истинная закалка* — это обработка, при которой быстрым охлаждением фиксируют состояние сплава, характерное для высоких температур. Она применима к сплавам, отличающимся значительной температурной зависимостью растворимости компонентов в твёрдом состоянии. При такой закалке возникает пересыщенный твёрдый раствор.

При *закалке с полиморфным превращением* в результате быстрого охлаждения высокотемпературной фазы возникает новая метастабильная структура, отличная от той, которая наблюдается в равновесном состоянии. Эту термическую обработку называют также закалкой на промежуточную метастабильную структуру.

3. Уже при комнатной температуре в закалённом сплаве могут протекать процессы, приближающие его к равновесному состоянию. Нагрев, увеличивая диффузионную подвижность атомов, приводит к интенсификации этих процессов. Термическая обработка, при которой закалённый сплав подвергается дополнительному нагреву с целью перехода в более стабильное состояние, называется *старением* или *отпуском*. Обычно термин «старение» применяется к сплавам, у которых закалка не сопровождается полиморфным превращением и приводит к образованию пересыщенного твёрдого раствора, а термин «отпуск» — к сплавам, при закалке которых возникает промежуточная метастабильная структура.

4. *Химико-термическая обработка (ХТО)* сочетает тепловое воздействие с изменением химического состава поверхностных слоёв изделий. Обычно при ХТО происходит насыщение наружной зоны металла одним или несколькими элементами, в результате чего происходит изменение структуры и свойств поверхностных слоёв изделий. Такая обработка возможна при условии растворимости элемента в основном металле.

5. *Термомеханическая обработка (ТМО)* — это совокупность операций пластической деформации и термической обработки, выполняемых в определённой последовательности. Известно, что дефекты кристаллического строения оказывают значительное влияние на формирование структуры при фазовых превращениях. Поэтому, создавая при пластической деформации повышенную плотность дефектов и определённое их распределение, можно в существенной мере воздействовать на структурообразование при термической обработке и целенаправленно изменять свойства.

В дальнейшем наибольшее внимание будет уделено термической обработке сталей, являющихся наиболее распространённым конструкционным материалом.

7. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

Прежде чем рассмотреть основные виды термической обработки сталей, остановимся на особенностях превращений, протекающих в сталях при нагреве и охлаждении.

7.1. ПРОЦЕССЫ, ПРОИСХОДЯЩИЕ ПРИ НАГРЕВЕ СТАЛИ

I. Образование аустенита при нагреве. При многих видах термической обработки стали с феррито-карбидной структурой нагревают до температур существования аустенита. Такая операция называется *аустенитизацией*.

Превращение феррито-карбидной структуры в аустенит можно рассматривать, используя теорию кристаллизации, согласно которой образование новой фазы происходит в результате возникновения зародышей и их последующего роста.

Рассмотрим образование аустенита в стали эвтектоидного состава со структурой пластинчатого перлита. При её нагреве выше точки A_{c1} на границе раздела феррит–цементит возникают зародыши аустенита. Они начинают расти в сторону как феррита, так и цементита. В процессе превращения вначале исчезает феррит, а затем цементит. После растворения цементитных частиц концентрация углерода в различных участках аустенита неодинакова. В тех местах, где раньше располагался феррит, она понижена, а в участках, в которых находился цементит, повышена. В дальнейшем при увеличении времени выдержки происходит выравнивание концентрации углерода по объёму аустенита (*гомогенизация*).

Кинетику образования аустенита в изотермических условиях удобно представить в виде обобщённой диаграммы, на которой в координатах «температура – время» наносятся кривые, характеризующие начало образования аустенита, момент исчезновения феррита, конец растворения карбидов и окончание гомогенизации аустенита (рис. 42).

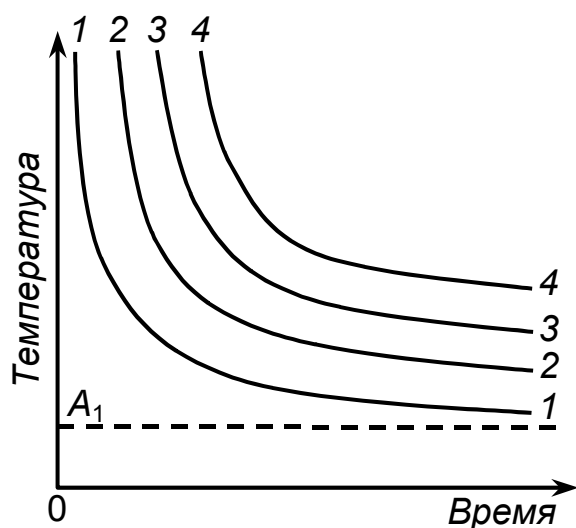


Рис. 42. Схематическая диаграмма изотермического образования аустенита в эвтектоидной стали:

- 1 — начало образования аустенита;
- 2 — исчезновение феррита;
- 3 — конец растворения карбидов;
- 4 — окончание гомогенизации аустенита

На превращение феррита в аустенит легирующие элементы влияют сравнительно слабо. В то же время карбидообразующие элементы оказывают существенное воздействие на поведение карбидной фазы при нагреве. Находясь в цементите, они затрудняют его растворение. Специальные карбиды растворяются при более высоких температурах нагрева, чем цементит. Чем выше карбидообразующая способность элемента, тем труднее растворяется карбид. Наиболее трудно-растворимыми карбидами являются VC, NbC и TiC. В легированных сталях гомогенизация аустенита идёт гораздо дольше, чем в углеродистых. Малая скорость диффузии легирующих элементов требует длительных выдержек для выравнивания их концентрации по объёму аустенита.

II. Рост аустенитного зерна. При нагреве выше критических точек A_{c1} и A_{c3} к концу $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения формируется мелкое аустенитное зерно.

Так как границы зёрен обладают повышенной энергией, то после завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения увеличение длительности выдержки или повышение температуры нагрева сопровождается самопроизвольным ростом зёрен, что приводит к уменьшению протяжённости их границ. Средний размер аустенитного зерна тем больше, чем выше температура изотермической выдержки (рис. 43).

Все стали по склонности к росту аустенитного зерна можно разделить на две группы: *наследственно крупнозернистые* и *наследственно мелкозернистые*. В наследственно крупнозернистых сталях зерно начинает быстро расти уже при небольших перегревах выше A_{c3} . В наследственно мелкозернистых сталях мелкое зерно сохраняется до температур, значительно превышающих критические точки, однако при более высоком нагреве в них также начинается бурный рост зерна.

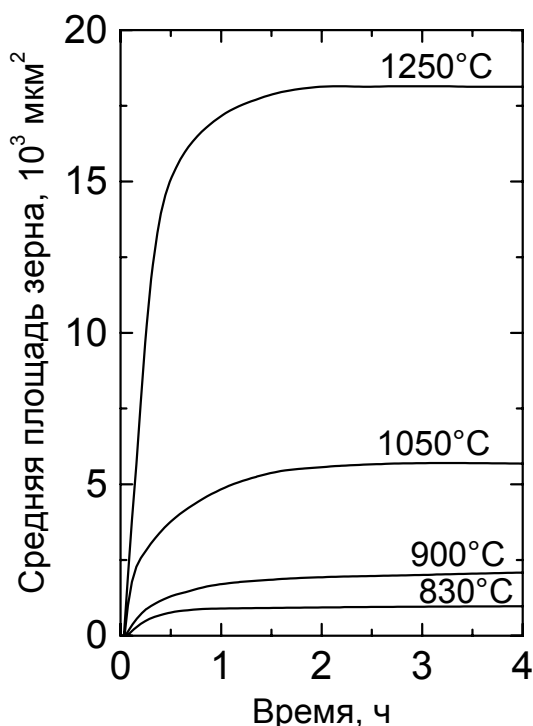


Рис. 43. Влияние температуры нагрева и продолжительности выдержки на размер аустенитного зерна стали с 0,8%С

Склонность аустенитного зерна к росту в существенной мере зависит от способа выплавки и раскисления стали, состава используемой шихты. Эти факторы оказывают влияние на содержание примесей, природу и количество неметаллических включений, играющих роль барьеров при росте аустенитного зерна. Например, стали, раскисленные алюминием, относятся к наследственно мелкозернистым, так как в них образуются дисперсные частицы AlN , тормозящие рост зерна аустенита. Растворение этих частиц влечёт за собой быстрый рост зерна. При этом может возникнуть разнотернистость.

Неравномерный рост аустенитного зерна можно объяснить следующим образом. Находящиеся в стали дисперсные частицы карбидов, нитридов и неметаллических включений задерживают при нагреве передвижение большеугловых границ и тормозят рост зерна. Но такой барьерный эффект сохраняется до определённых температур. Он исчезает, когда частицы начинают растворяться или происходит их заметное укрупнение. Оба эти процесса могут идти неравномерно по объёму аустенита. Тогда в одних участках рост зерна происходит быстрее, чем в других, и развивается разнотернистость.

Почти все легирующие элементы тормозят рост аустенитного зерна. Исключение составляет марганец, который способствует росту зерна. Наиболее сильно тормозят рост зерна карбидообразующие элементы Cr, Mo, W, V, Nb и Ti, если они образуют специальные карбиды. Чем устойчивее специальные карбиды при нагреве, тем до более высоких температур сохраняется мелкое зерно. Особенно эффективно уменьшает склонность к росту аустенитного зерна легирование V, Nb и Ti, когда в стали формируются дисперсные труднорастворимые карбиды.

III. Размер аустенитного зерна является важной характеристикой стали. При охлаждении после аустенитизации продукты превращения формируются в пределах каждого аустенитного зерна. Поэтому размер зерна в существенной мере влияет на их дисперсность и, следовательно, на свойства стали. Чем крупнее аустенитное зерно, тем грубее продукты превращения при охлаждении, что снижает пластичность и ударную вязкость и повышает порог хладноломкости. В связи с этим при проведении термической обработки, за очень малым исключением, стремятся получить мелкозернистую структуру.

Нагрев до температур, существенно превышающих критические точки, сопровождающийся образованием крупного зерна аустенита, принято называть *перегревом*. Стали в состоянии перегрева имеют грубый крупнокристаллический излом. Перегрев во многих случаях можно исправить дополнительной термической обработкой.

Перегрев следует отличать от *пережога*, к которому приводят выдержки при очень высоких температурах в окислительной атмосфере. Пережог связан с интенсивным окислением и образованием оксидных соединений на границах аустенитного зерна. Кроме того, при высоких температурах может происходить оплавление обогащённых примесями границ аустенитных зёрен. Эти процессы катастрофически ослабляют межзёренное сцепление. При нагружении разрушение протекает хрупко по границам зёрен; резко снижается пластичность, ударная вязкость и прочностные характеристики. Пережог является неисправимым браком.

7.2. ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ СТАЛИ

I. Превращение аустенита при охлаждении ниже A_1 в зависимости от температуры переохлаждения осуществляется по различным механизмам. Некоторое время ниже A_1 аустенит может оставаться непревращённым и тогда его называют *переохлаждённым аустенитом*.

При относительно небольших переохлаждениях ниже A_1 происходит *диффузионное превращение* переохлаждённого аустенита в феррито-карбидную структуру. Оно также называется *перлитным превращением* (независимо от характера образующейся структуры).

В случае больших переохлаждений ниже A_1 , когда диффузионные процессы оказываются заторможенными, начиная с определённой температуры, обозначаемой как точка M_n , происходит бездиффузионное сдвиговое превращение переохлаждённого аустенита в мартенсит. В углеродистых сталях под *мартенситом* понимают пересыщенный твёрдый раствор внедрения углерода в α -железе.

В температурной области, лежащей ниже интервала перлитного превращения, но выше M_n , протекает *промежуточное* или *бейнитное превращение*. Оно носит черты как диффузионного, так и бездиффузионного сдвигового превращений.

II. Для описания кинетики превращения переохлаждённого аустенита используют *диаграммы изотермического превращения*, которые строят на основании экспериментальных данных. Тонкие образцы подвергают аустенитизации, затем быстро переохлаждают ниже критических точек до той или иной температуры и выдерживают при этой температуре до завершения превращения аустенита или до его приостановки. В ходе изотермической выдержки периодически или непрерывно каким-либо способом регистрируют степень превращения аустенита. Для этого наиболее широко используются микроструктурный и магнитный методы. В первом случае образцы после различных выдержек при выбранных температурах быстро охлаждают в воде, а затем подвергают исследованию в оптическом микроскопе. Магнитный метод, при котором обычно контролируют намагниченность насыщения образцов, позволяет оценивать изменение количества продуктов превращения непосредственно во время выдержки при выбранной температуре. Он основан на том, что аустенит в сталях парамагнитен, а феррит — ферромагнитен.

Полученные экспериментальные данные используют для построения кинетических кривых распада переохлаждённого аустенита. Далее переходят к непосредственному построению диаграмм изотермического превращения. Рассмотрим, как оно осуществляется, на примере эвтектоидной стали. Кинетические кривые распада переохлаждённого аустенита этой стали приведены на рис. 44. При относительно небольших переохлаждениях ниже точки A_1 происходит диффузионное превращение. Оно начинается после некоторого *инкубационного периода*. Скорость распада сначала быстро возрастает, а затем постепенно уменьшается и через определённое время превращение полностью заканчивается.

С понижением температуры изотермической выдержки инкубационный период уменьшается, а скорость превращения растёт. У эвтектоидной стали минимальный инкубационный период наблюдается около 550°C . При дальнейшем по-

нижении температуры наблюдается иная закономерность: инкубационный период увеличивается, а скорость превращения падает.

При температурах 500...450°C и ниже начинает преобладать промежуточный тип превращения. При дальнейшем переохлаждении, начиная с определённой температуры, обозначаемой как точка M_H (около 220°C для эвтектоидной стали), получает развитие мартенситное превращение.

По кинетическим кривым определяют моменты начала (n_1, n_2, n_3) и конца (k_1, k_2, k_3) превращений при каждой температуре (T_1, T_2, T_3) и наносят на график в координатах «температура – логарифм времени». Соединив одноимённые точки плавными кривыми, получают диаграмму изотермического превращения. На диаграмме (рис. 44) кривая 1 характеризует начало, а кривая 2 — конец распада переохлаждённого аустенита. На диаграмму в виде горизонтальных прямых наносят также критические точки стали и точки начала и конца мартенситного превращения M_H и M_K .

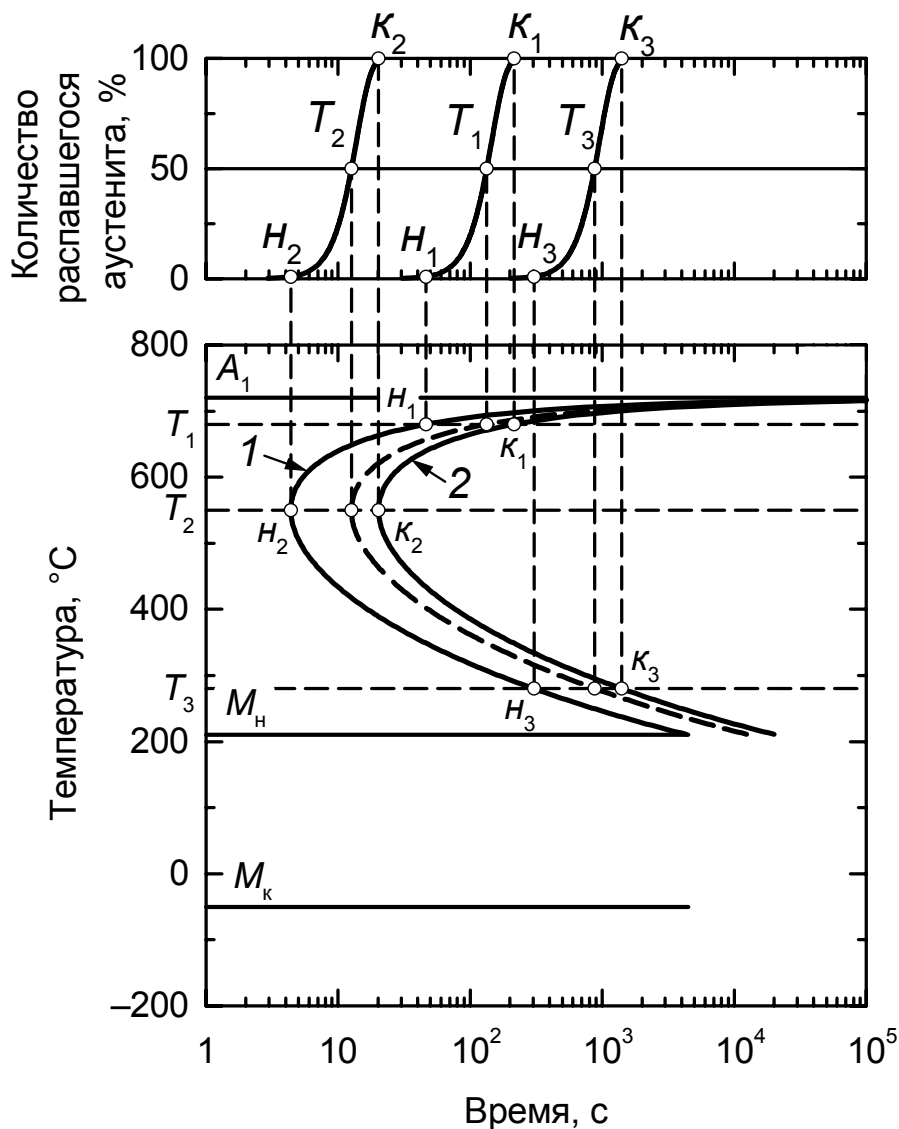


Рис. 44. Кинетические кривые и диаграмма изотермического превращения переохлаждённого аустенита эвтектоидной стали

III. Диффузионное (перлитное) превращение. Превращение переохлаждённого аустенита в феррито-карбидную структуру (ФКС) реализуется при относительно высоких температурах, когда диффузионная подвижность атомов железа и углерода достаточно велика. Оно развивается как кристаллизационный процесс — путём образования и роста зародышей. Зарождение фаз происходит преимущественно на границах аустенитных зёрен.

В эвтектоидной стали при переохлаждении ниже точки A_1 превращение полностью происходит по эвтектоидной реакции с образованием перлитной структуры (эвтектоида). Перлит растёт из отдельных центров в виде *колоний*. Зародышем перлитной колонии может быть как феррит, так и цементит. Допустим, на границе аустенитного зерна появился зародыш цементита (рис. 45, *а*). На его рост будет использован углерод из прилегающих к зародышу объёмов аустенита. В этих областях облегчается зарождение феррита, поэтому около зародыша цементита появятся два ферритных зародыша (рис. 45, *б*). Так как концентрация углерода в феррите мала, то при росте его зародышей атомы углерода будут оттесняться в аустенит. Повышенная концентрация углерода в объёмах аустенита, прилегающих к ферритным участкам, облегчает образование новых зародышей цементита (рис. 45, *в*). Ввиду того, что участки одной фазы ограничены с боков участками другой фазы, они приобретают форму пластин. В результате превращения формируется колония пластинчатого перлита. Её боковой рост происходит за счёт многократного попеременного образования пластин феррита и цементита, а фронтальный — в результате их кооперативного удлинения. Ферритные пластины имеют толщину в несколько раз бóльшую, чем цементитные. В одном аустенитном зерне образуется несколько перлитных колоний, которые растут до столкновения.

Чем ниже температура, то есть больше степень переохлаждения относительно точки A_1 , тем больше возникает зародышевых центров и выше скорость роста перлитных колоний. Это приводит к увеличению объёмной скорости превращения. У доэвтектоидной стали наибольшая объёмная скорость превращения наблюдается при 550°C . На диаграмме изотермического превращения переохлаждённого аустенита этой температуре соответствует минимальный инкубационный период (см. рис. 44). При дальнейшем понижении температуры, ввиду уменьшения диффузионной подвижности атомов и связанного с ним затруднения возникновения и роста зародышей, объёмная скорость образования перлита снижается.

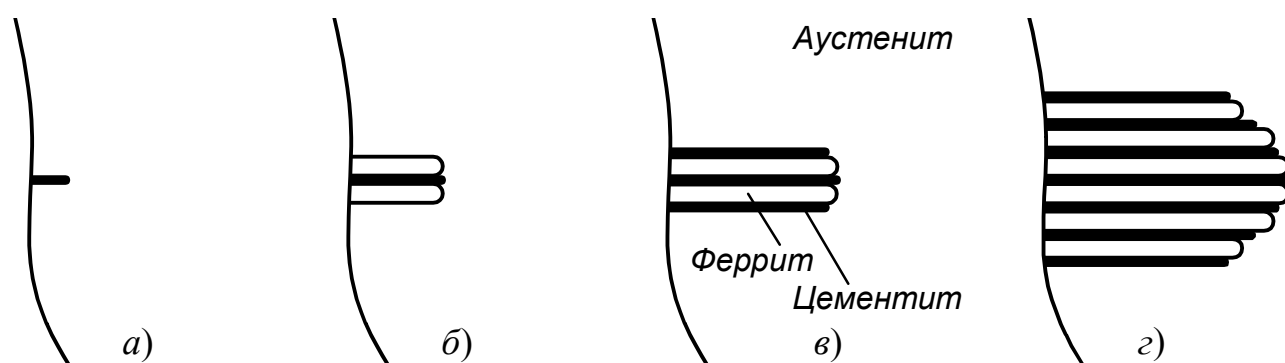


Рис. 45. Схема зарождения и роста перлитной колонии

Важной характеристикой перлитной структуры является *межпластинчатое расстояние* S_0 — средняя сумма толщин ферритных и цементитных пластин. При понижении температуры диффузионного превращения величина S_0 уменьшается. На практике при оценке степени дисперсности перлитной структуры часто используют термины «сорбит» и «троостит». При этом под *перлитом* понимают лишь эвтектоид, формирующийся при распаде переохлаждённого аустенита стали при температурах 700...650°C, имеющий S_0 порядка 0,5...1,0 мкм, и поэтому хорошо разрешаемый при средних увеличениях светового микроскопа. Если диффузионное превращение протекает при 650...600°C, то величина S_0 составляет 0,2...0,4 мкм и пластинчатое строение эвтектоида в световом микроскопе выявляется только при очень больших увеличениях. Такой эвтектоид получил название *сорбит*. Эвтектоид, формирующийся при больших переохлаждениях, с S_0 около 0,1 мкм и разрешаемый только при исследованиях в электронном микроскопе, был назван *трооститом*. Чем дисперснее перлитная структура (меньше S_0), тем выше твёрдость, предел текучести и прочности; лучшую пластичность имеет сорбит.

В доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях образованию эвтектоида предшествует выделение избыточных фаз — феррита и цементита. Это отображается на диаграммах изотермического распада переохлаждённого аустенита в виде дополнительных линий, соответствующих началу образования избыточного феррита или цементита (рис. 46).

Легирующие элементы, находясь в аустените, замедляют диффузионное превращение. Исключение составляет кобальт, который действует в противоположном направлении. Наиболее сильное замедление диффузионного превращения наблюдается при совместном легировании Cr + Mn; Cr + Ni; Cr + Ni (Mn) + Mo.

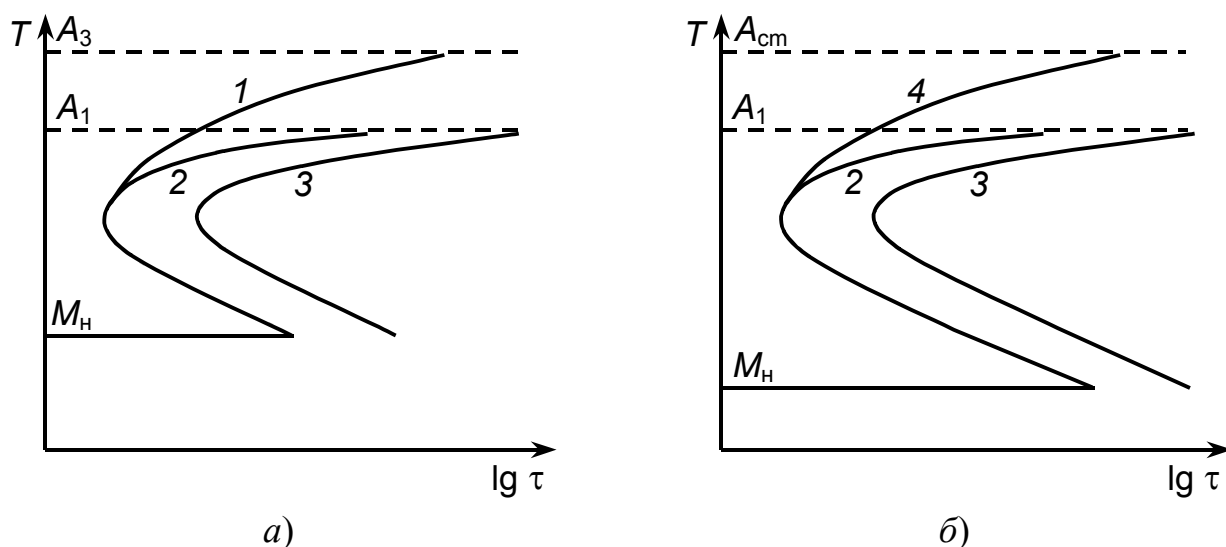


Рис. 46. Диаграммы изотермического распада переохлаждённого аустенита доэвтектоидной (а) и заэвтектоидной (б) стали:

1 — начало выделения феррита, 2 — начало образования эвтектоида, 3 — конец превращения, 4 — начало выделения цементита

IV. Мартенситное превращение. Превращение аустенита в мартенсит происходит при больших переохлаждениях ниже точки A_1 . При низких температурах диффузионные процессы оказываются заторможенными и химический состав мартенсита остаётся таким же, как у исходного аустенита. При комнатной температуре растворимость углерода в α -железе чрезвычайно мала. Поэтому мартенсит представляет собой пересыщенный твёрдый раствор внедрения углерода в α -Fe.

Мартенсит имеет тетрагональную решётку. Это обусловлено тем, что атомы углерода занимают в решётке мартенсита вполне определённые положения. На рис. 47 показана возможная позиция атома углерода в элементарной ячейке мартенсита. Отношение c/a характеризует степень тетрагональности решётки, которая тем больше, чем выше концентрация углерода в мартенсите.

Мартенсит имеет вид пластин, внутри которых наблюдается высокая плотность дислокаций. Эти пластины растут с огромной скоростью, близкой к скорости звука в металле (порядка 1 км/с). Если кристаллы мартенсита сталкиваются с границами аустенитного зерна или другими мартенситными кристаллами, то их рост прекращается. Дальнейшее развитие мартенситного превращения происходит за счёт появления новых кристаллов, а ранее возникшие кристаллы не растут (рис. 48). При образовании мартенсита на полированной поверхности появляется рельеф, что является одним из внешних признаков данного превращения.

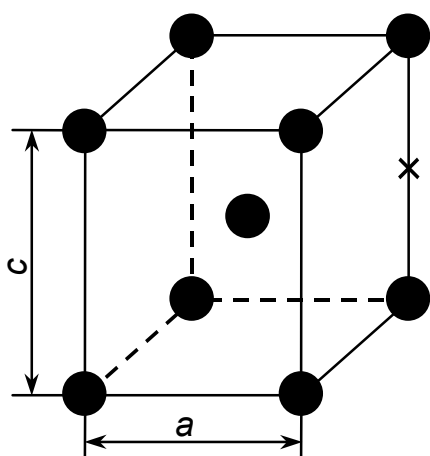


Рис. 47. Элементарная ячейка кристаллической решётки мартенсита. Крестиком указано возможное положение атома углерода

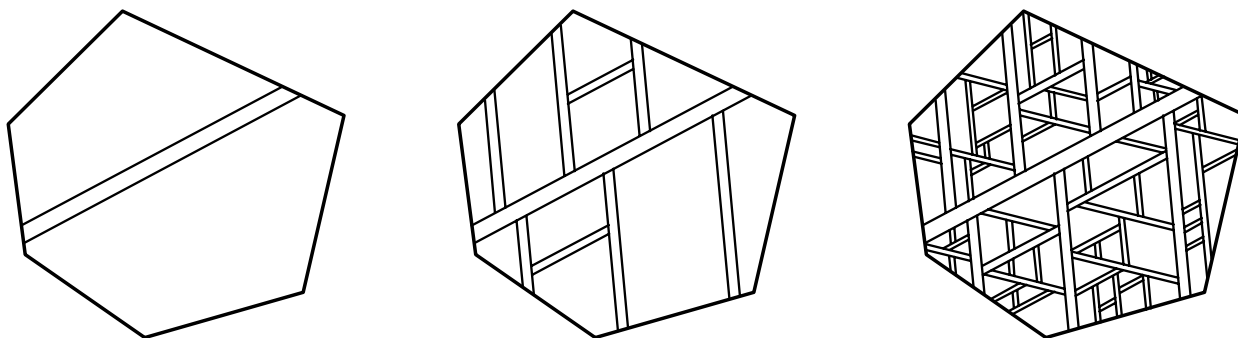


Рис. 48. Схема образования мартенситных пластин разной длины в одном аустенитном зерне

Мартенситное превращение начинается ниже определённой температуры, обозначаемой как точка M_n , положение которой не зависит от скорости охлаждения в широком диапазоне её изменения. Превращение распространяется на значительный интервал температур. Наряду с температурой начала превращения следует указать и температуру конца превращения — точку M_k . При переохлаждении до температуры, лежащей несколько ниже точки M_n практически сразу образуется определённая порция мартенсита и процесс прекращается. Если температуру понизить, то мартенситное превращение получит дальнейшее развитие. Таким образом, снижение температуры в мартенситном интервале сопровождается постоянным увеличением количества мартенсита (рис. 49). При достижении M_k превращение не идёт до конца и в структуре сохраняется небольшое количество непревращённого аустенита. Такой аустенит называется *остаточным аустенитом* ($A_{ост}$ на рис. 49).

Рассмотрим механизм мартенситного превращения. Превращение аустенита в мартенсит не сопровождается перераспределением углерода. Так как концентрация этого элемента в мартенсите такая же, как и в аустените, то мартенситное превращение является бездиффузионным. Оно осуществляется сдвиговым упорядоченным механизмом. Рост кристаллов мартенсита сопровождается упорядоченным кооперативным перемещением атомов на расстояния, не превышающие межатомных. Так как смещения атомов по отношению к соседям происходят в строго определённых направлениях, то в итоге возникает макропластический сдвиг и на полированной поверхности появляется рельеф. В процессе макросдвига формируется пластина мартенсита. При перестройке решётки обмен атомов местами не происходит; соседние атомы в исходной фазе остаются соседями в новой фазе. В этом случае на границе раздела фаз кристаллическая решётка аустенита непрерывно переходит в кристаллическую решётку мартенсита. Такая взаимосвязь решёток называется *когерентной*. Важная особенность когерентной границы заключается в том, что она может перемещаться «скольжением» с очень большой скоростью.

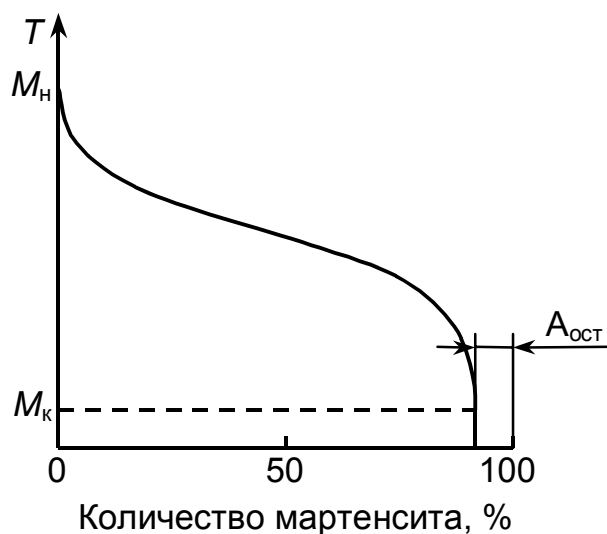


Рис. 49. Кривая мартенситного превращения (схема)

При росте кристалла мартенсита на его границе накапливается упругая деформация. Когда напряжения достигнут предела текучести, произойдет их релаксация путем пластической деформации, и когерентность на границе раздела аустенит–мартенсит нарушится. На границе появляется неупорядоченное расположение атомов, и её «скользящее» движение становится невозможным; рост мартенситного кристалла прекращается.

Положение точки M_n зависит от химического состава аустенита. Особенно сильное влияние на температуру мартенситного превращения оказывает углерод. С увеличением его содержания снижается не только точка M_n , но и весь интервал мартенситного превращения (рис. 50). У низкоуглеродистых сталей интервал мартенситного превращения находится выше комнатной температуры. В этих сталях после окончания мартенситного превращения количество остаточного аустенита не превышает нескольких процентов. При содержании в аустените более 0,5% углерода точка M_k становится ниже комнатной температуры. Поэтому при охлаждении высокоуглеродистых сталей до комнатной температуры мартенситное превращение не заканчивается, и в структуре наблюдается повышенное количество остаточного аустенита. Чтобы увеличить количество мартенсита и соответственно снизить количество остаточного аустенита, высокоуглеродистые стали иногда охлаждают в область отрицательных температур. Такая операция называется *обработкой холодом*.

Большинство легирующих элементов снижают температуру начала мартенситного превращения и могут увеличивать количество остаточного аустенита.

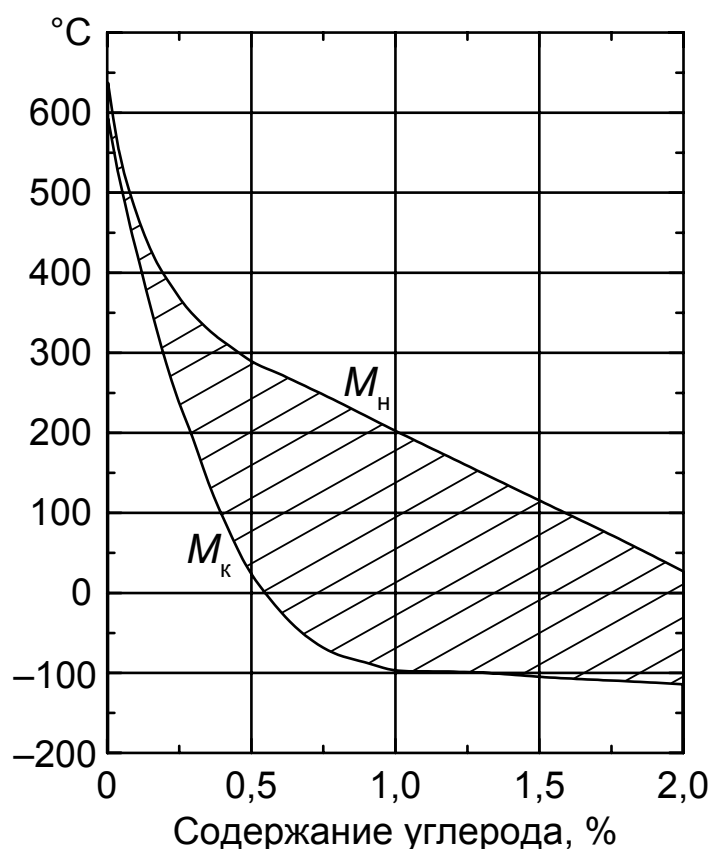


Рис. 50. Зависимость температуры начала M_n и конца M_k мартенситного превращения от содержания углерода в стали

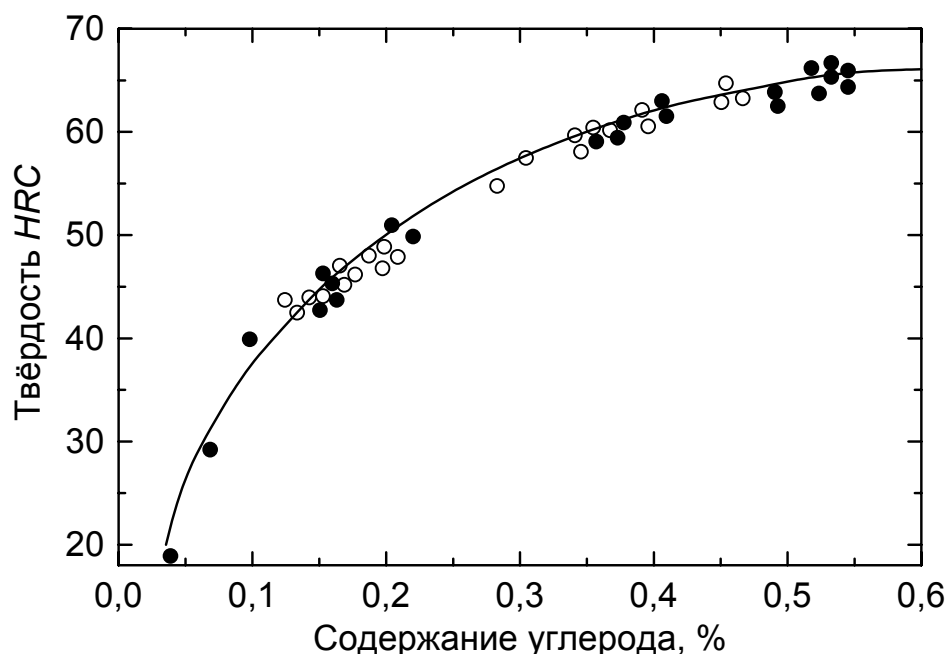


Рис. 51. Твёрдость мартенсита в зависимости от содержания в нём углерода:
 ● — для углеродистых сталей; ○ — для легированных

Мартенсит имеет высокую твёрдость. Уровень твёрдости возрастает с увеличением содержания углерода в мартенсите (рис. 51). В то же время мартенсит характеризуется высокой склонностью к хрупкому разрушению.

Основную роль в упрочнении мартенсита играет углерод. Атомы углерода искажают кристаллическую решётку, что затрудняет движение дислокаций при нагружении. Малая подвижность дислокаций обуславливает высокую хрупкость мартенсита. В отличие от мартенсита, остаточный аустенит является мягкой и пластичной структурной составляющей.

Мартенсит в сталях по сравнению с аустенитом имеет бóльший удельный объём. С увеличением содержания углерода в аустените его удельный объём возрастает. Различие в удельных объёмах мартенсита и аустенита является одной из причин высоких внутренних напряжений, возникающих при мартенситном превращении.

V. Промежуточное (бейнитное) превращение. Оно протекает в температурном интервале между диффузионным и мартенситным превращениями. В результате этого превращения возникает структура, называемая *бейнитом*, которая состоит из кристаллов бейнитной α -фазы и карбидов.

Промежуточное превращение сочетает в себе черты диффузионного и мартенситного превращений. Оно, как и диффузионное превращение, развивается после определённого инкубационного периода. С понижением температуры инкубационный период сначала уменьшается, а скорость превращения растёт; затем наблюдается противоположная закономерность. Таким образом, кинетика промежуточного превращения, подобно кинетике диффузионного, описывается S-образной кривой.

В то же время, подобно мартенситному, промежуточное превращение не идёт до конца. Поэтому в структуре после окончания превращения присутствует повышенное количество остаточного аустенита. Бейнитная α -фаза, как и мартенсит, представляет собой пересыщенный твёрдый раствор внедрения углерода в α -железе. Внутри кристаллов бейнитной α -фазы наблюдается повышенная плотность дислокаций.

Различают *верхний* и *нижний бейнит*. Верхний бейнит образуется в верхней части температурного интервала промежуточного превращения. Кристаллы верхнего бейнита представляют собой крупные пластины с неровной волнистой поверхностью; на границах кристаллов располагаются относительно крупные карбидные частицы. Нижний бейнит формируется в нижней части температурного интервала промежуточного превращения. Он имеет строение, подобное мартенситу. По сравнению с верхним, у нижнего бейнита мельче кристаллы бейнитной α -фазы и значительно дисперснее карбидная фаза, причем карбидные частицы выделяются преимущественно не по границам, а внутри кристаллов α -фазы.

Бейнитная структура характеризуется большей прочностью, чем продукты диффузионного превращения переохлаждённого аустенита. Верхний бейнит имеет низкую пластичность и ударную вязкость, что связано с выделением относительно грубых карбидов. Нижний бейнит отличается от верхнего более высоким уровнем прочностных характеристик в сочетании с высокой пластичностью и ударной вязкостью. Одной из причин такого эффекта является равномерное распределение дисперсных карбидов в структуре нижнего бейнита.

Промежуточное превращение протекает при температурах, при которых диффузионная подвижность атомов углерода достаточно велика, а диффузионное перемещение атомов железа практически полностью подавлено. Поэтому превращение аустенита в α -фазу может осуществляться только сдвиговым упорядоченным механизмом. Но зарождение и рост кристаллов α -фазы лимитируется перераспределением атомов углерода. Такое перераспределение приводит к появлению объёмов, бедных и богатых углеродом. В объёмах с пониженным содержанием углерода повышается точка M_n и возможно образование кристаллов α -фазы. Но чтобы образовавшиеся кристаллы росли, должен происходить отвод атомов углерода от границ кристалла в аустенит. Поэтому скорость роста кристаллов бейнитной α -фазы намного меньше, чем кристаллов мартенсита. Образующаяся α -фаза пересыщена углеродом, поэтому ещё во время превращения из неё начинают выделяться карбиды.

Легирующие элементы на кинетику промежуточного превращения действуют намного слабее, чем на кинетику диффузионного. Все легирующие элементы в той или иной мере затрудняют промежуточное превращение, что проявляется в увеличении инкубационного периода, уменьшении скорости превращения и его полноты. Более эффективно тормозит промежуточное превращение углерод.

Легирование может существенно изменять вид диаграмм изотермического распада переохлаждённого аустенита. В углеродистых нелегированных сталях

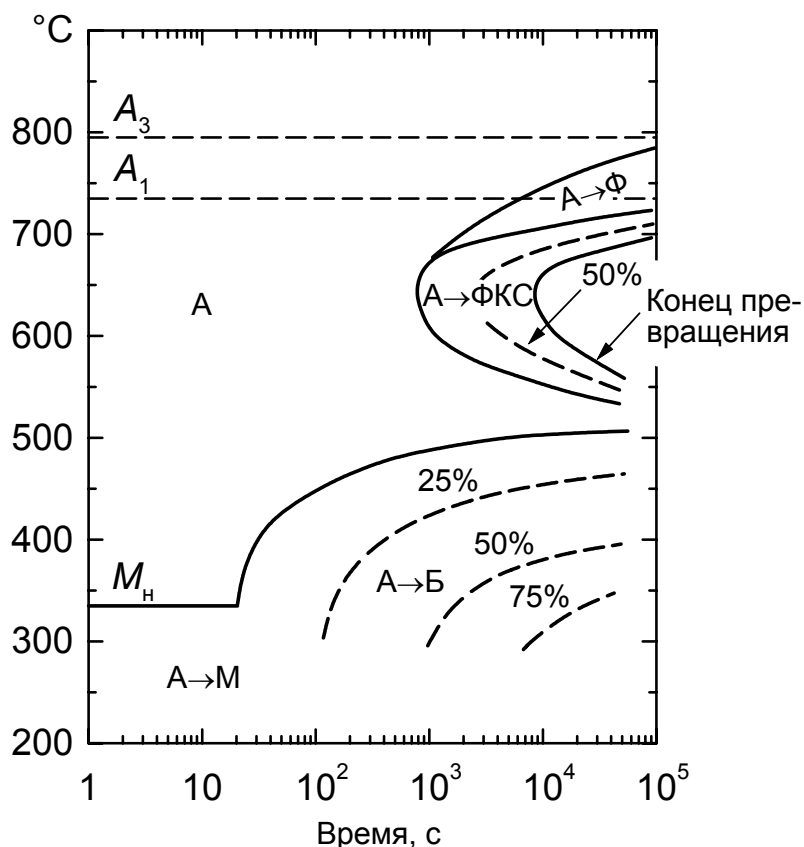


Рис. 52. Диаграмма изотермического распада переохлаждённого аустенита среднелегированной стали

диффузионное и промежуточное превращения накладываются друг на друга, и распад переохлаждённого аустенита описывается одной С-образной кривой (см. рис. 44). Кроме того, в этих сталях при температурах промежуточного превращения распад переохлаждённого аустенита идёт до конца. Превращение начинает развиваться по промежуточному механизму, а заканчивается по диффузионному.

Легирующие элементы смещают по температурной шкале интервалы промежуточного и диффузионного превращений. При этом интервалы указанных превращений могут разделяться, и тогда на диаграмме появляются два минимума устойчивости переохлаждённого аустенита (рис. 52). У ряда легированных сталей между интервалами диффузионного и промежуточного превращений может находиться зона высокой устойчивости переохлаждённого аустенита.

VI. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении. В практике термической обработки сталей превращения аустенита в большинстве случаев происходят не в изотермических условиях, а при непрерывном охлаждении. Варьируя скорости охлаждения, можно получать разнообразные структуры.

Рассмотрим влияние скорости охлаждения на превращение переохлаждённого аустенита в эвтектоидной стали. Пусть эту сталь охлаждают после аустенитизации со скоростями $v_1 < v_2 < v_3 < v_4$. Нанесём кривые охлаждения на диаграмму изотермического распада переохлаждённого аустенита (рис. 53). С определённым допущением можно считать, что точки пересечения кривых охлаждения с С-образными кривыми диаграммы соответствуют началу и концу превращения.

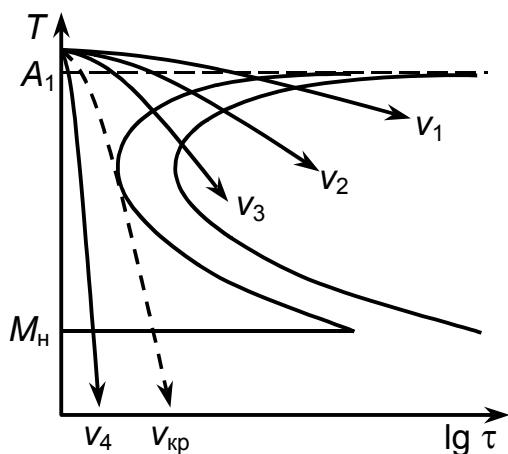


Рис. 53. Схема наложения кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада переохлаждённого аустенита эвтектоидной стали

При скоростях охлаждения $v_1 \dots v_3$ получит развитие диффузионное превращение переохлаждённого аустенита. При скорости v_1 это превращение успевает произойти при небольшой степени переохлаждения ниже точки A_1 и образуется грубопластинчатый перлит. Охлаждение с большими скоростями v_2 и v_3 вследствие увеличения степени переохлаждения приводит к образованию более дисперсных феррито-карбидных структур (сорбита и троостита). При скорости охлаждения v_4 диффузионное превращение становится невозможным, и весь аустенит будет переохлаждаться до температур мартенситного превращения. В этом случае будет осуществлена *закалка* стали, при которой образуется мартенситная структура с небольшим количеством остаточного аустенита. Минимальная скорость охлаждения, при которой весь аустенит оказывается переохлаждённым до температурного интервала мартенситного превращения, называется *критической скоростью закалки* ($v_{кр}$ на рис. 53).

Как видно из рис. 53, критическая скорость закалки зависит от длительности минимального инкубационного периода распада переохлажденного аустенита. В эвтектоидной стали она определяется скоростью образования перлита (эвтектоида). В зависимости от содержания углерода и особенностей легирования сталей минимальная устойчивость переохлаждённого аустенита может определяться также скоростью образования избыточного феррита (цементита) или бейнита.

Диаграммы изотермического распада переохлаждённого аустенита позволяют лишь весьма приблизительно оценить развитие превращений при непрерывном охлаждении. Температурные интервалы диффузионного и промежуточного превращений в случае непрерывного охлаждения смещаются к более низким температурам и к большим выдержкам. Более точное представление о развитии распада переохлаждённого аустенита при непрерывном охлаждении дают *термокинетические диаграммы*. Такие диаграммы строят в координатах «температура — логарифм времени» на основе анализа серии кривых охлаждения, на которых отмечают температуры, соответствующие началу, концу или приостановке выделения избыточных фаз, образования феррито-карбидной структуры, бейнита и мартенсита. Соединив одноимённые точки, получают на диаграмме соответствующие области превращения (рис. 54).

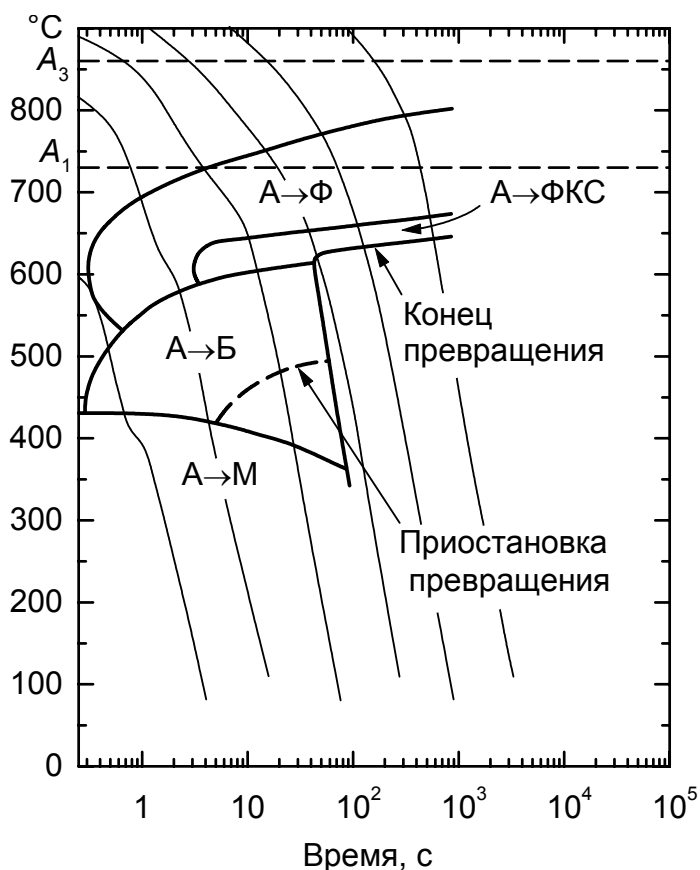


Рис. 54. Термокинетическая диаграмма превращений перерождённого аустенита хромо-никелевой стали с 0,38%С

7.3. ПРЕВРАЩЕНИЯ, ПРОТЕКАЮЩИЕ ПРИ ОТПУСКЕ ЗАКАЛЁННОЙ СТАЛИ

I. Закалённую сталь обязательно подвергают отпуску, под которым понимают нагрев до температур, не превышающих точку A_1 . Структура закалённой стали неравновесна. Основной её составляющей является мартенсит. Кроме того, в структуре присутствует то или иное количество остаточного аустенита. При нагреве, когда возрастает диффузионная подвижность атомов, в закалённой стали развиваются процессы, стремящиеся приблизить структуру к равновесному состоянию.

Основным процессом, протекающим при отпуске, является распад мартенсита. При распаде происходит обеднение мартенсита углеродом и образование карбидов. Выделяющиеся из мартенсита карбиды дисперсны и имеют в основном пластинчатую форму; решётка карбидов когерентно связана с решёткой мартенсита. Чем выше температура, тем в большей мере мартенсит обедняется углеродом, тем меньше тетрагональность его решётки. При 350...400°C концентрация углерода в твёрдом растворе соответствует равновесной, и переход мартенсита в феррит заканчивается. В этом же температурном интервале происходит нарушение когерентности и обособление решёток феррита и карбидов.

В интервале температур от 200 до 300°C кроме распада мартенсита происходит распад остаточного аустенита. По механизму он подобен бейнитному пре-

вращению. В результате распада выделяются карбиды, а в твёрдом растворе сохраняется столько углерода, сколько его имеется в основной массе мартенсита.

При нагреве выше 400°C происходит сфероидизация и коагуляция карбидных частиц. Под *сфероидизацией* понимают процесс превращения пластины в сферу. *Коагуляция (коалесценция)* — это процесс роста более крупных частиц за счёт растворения более мелких. Сфероидизация заканчивается при $550\dots 600^{\circ}\text{C}$, а при более высоких температурах продолжается коагуляция. Чем выше температура отпуска, тем больше средний размер карбидных частиц.

В мартенситных кристаллах наблюдается высокая плотность дислокаций. При низких температурах нагрева дислокационная структура не претерпевает значительных изменений, так как выделившиеся дисперсные карбидные частицы препятствуют движению дислокаций. При температурах выше 400°C , когда карбидные частицы заметно укрупняются, процессы перераспределения и аннигиляции дислокаций облегчаются. Плотность дислокаций существенно уменьшается; получают развитие процессы возврата, что приводит к формированию субзёрненной (полигональной) структуры. Во время длительных выдержек выше 650°C может происходить рекристаллизация феррита.

II. Структуру, образующуюся при отпуске ниже 300°C , называют *отпущенным мартенситом*. Он представляет собой α -твёрдый раствор с меньшим содержанием углерода и меньшей тетрагональностью решётки, чем мартенсит закалённой стали. Внутри кристаллов α -фазы и по их границам находятся дисперсные карбидные частицы.

При отпуске в интервале $350\dots 450^{\circ}\text{C}$ возникает структура, называемая *трооститом отпуска*. Она формируется в результате практически полного распада мартенсита, но сохраняет его морфологические признаки.

Феррито-карбидная структура, которая образуется в результате отпуска при $500\dots 650^{\circ}\text{C}$, называется *сорбитом отпуска*. Она характеризуется наличием феррита, имеющего субзёрненное строение, и карбидов округлой формы.

При отпуске до $150\dots 200^{\circ}\text{C}$ высокий уровень твёрдости, характерный для закалённой стали, сохраняется без значительных изменений. Одновременно такой отпуск приводит к некоторому уменьшению склонности к хрупкому разрушению. Начиная с $200\dots 250^{\circ}\text{C}$, повышение температуры отпуска вызывает непрерывное снижение твёрдости. Вместе с этой характеристикой уменьшаются пределы текучести и прочности, а показатели пластичности увеличиваются (рис. 55). При отпуске выше $350\dots 400^{\circ}\text{C}$ наблюдается заметный рост ударной вязкости и снижение порога хладноломкости.

Снижение прочностных характеристик при относительно невысоких температурах отпуска связано в основном с уменьшением концентрации углерода в α -твёрдом растворе, и соответственно, с уменьшением искажений его кристаллической решётки. При высоких температурах отпуска разупрочнение обусловлено развитием коагуляции карбидных частиц и уменьшением плотности дислокаций в феррите. Закалка в совокупности с отпуском при высоких температурах позволяет обеспечить высокую конструкционную прочность.

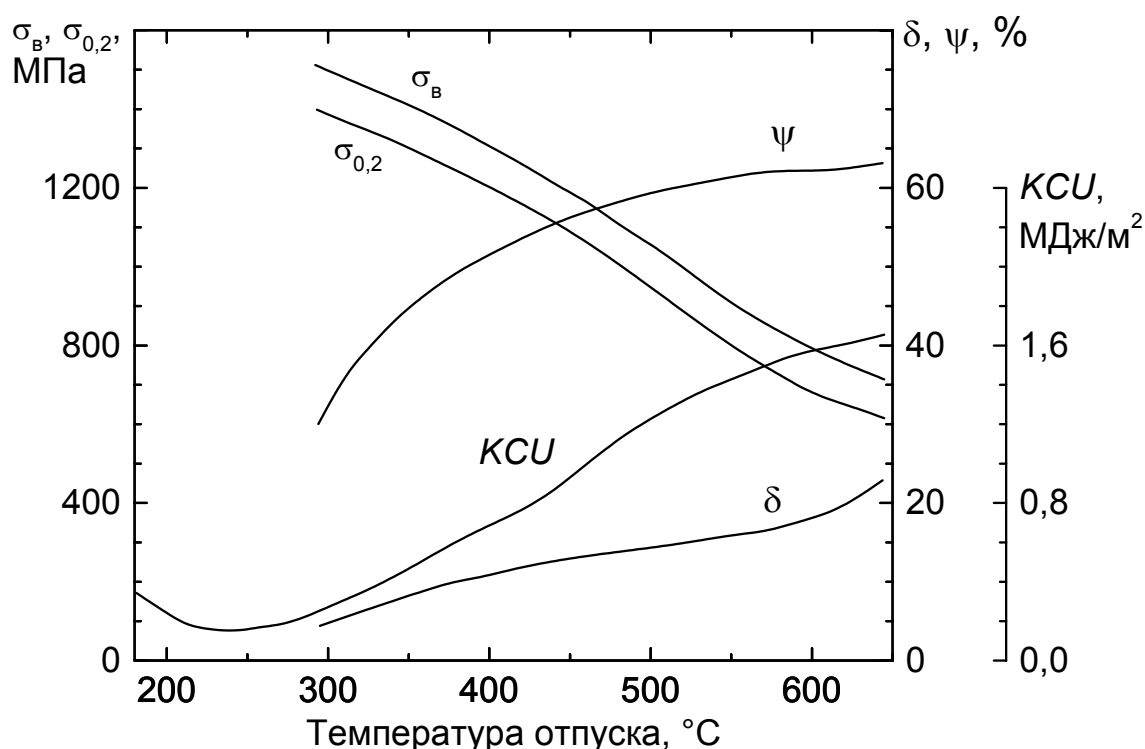


Рис. 55. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали с 0,4%С

III. Отметим, что структура сорбита может быть получена как при закалке и отпуске при высоких температурах, так и при диффузионном распаде переохлаждённого аустенита. Если в сорбите, образующемся при непосредственном распаде переохлаждённого аустенита, цементит находится в виде длинных пластин, то в сорбите отпуска цементитные частицы имеют сферическую форму и относительно равномерно распределены в феррите, имеющем субзёрненное строение. Такая структура обладает более благоприятным комплексом свойств. При равной или большей прочности сорбит отпуска имеет бóльшую пластичность и ударную вязкость, а также более низкий порог хладноломкости.

IV. Легирование стали карбидообразующими элементами Cr, Mo, W, V, а также Si и Co приводит к замедлению распада мартенсита при отпуске. Леггирующие элементы затрудняют и распад остаточного аустенита. Можно считать, что их влияние такое же, что и на распад переохлаждённого аустенита при диффузионном превращении. В сталях, содержащих карбидообразующие элементы, может существенно затрудняться коагуляция карбидных частиц и перестройка дислокационной структуры α -фазы, а также её рекристаллизация.

В случае отпуска при низких температурах (до 200...250°С) легирование слабо влияет на твёрдость закалённых сталей. При повышенных температурах отпуска леггирующие элементы, затрудняя распад мартенсита, коагуляцию выделяющихся карбидов и изменение дислокационной структуры α -фазы, способствуют замедлению разупрочнения (рис. 56).

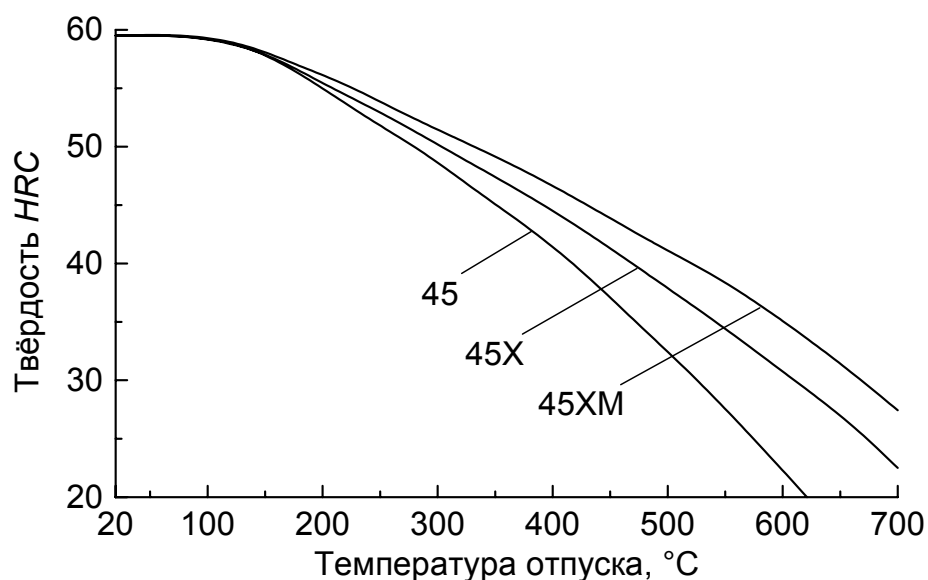


Рис. 56. Изменение твердости при отпуске закалённых сталей с 0,45%С и различным содержанием легирующих элементов

V. Стали с мартенситной структурой при отпуске в определённых температурных интервалах могут претерпевать охрупчивание, проявляющееся в снижении ударной вязкости и повышении порога хладноломкости. Так, отпуск при 250...400°C вызывает появление *необратимой отпускной хрупкости*, а при 450...600°C — *обратимой отпускной хрупкости*. Соответственно на кривой зависимости ударной вязкости от температуры отпуска можно наблюдать два провала, несмотря на монотонное снижение прочности (рис. 57).

Необратимая отпускная хрупкость свойственна в той или иной мере всем углеродистым и легированным сталям. Необратимость хрупкости заключается в том, что закалённая сталь, отпущенная выше температурного интервала её проявления (250...400°C), при последующем нагреве в этот интервал не возвращается в охрупченное состояние. Развитие необратимой отпускной хрупкости сопровождается появлением в изломе участков хрупкого разрушения, происходящего на границах исходных аустенитных зёрен.

Легирующие элементы не оказывают значительного влияния на склонность к необратимой отпускной хрупкости. В существенной мере она зависит от степени чистоты сталей по примесям. Особенно значительно усиливает развитие охрупчивания повышение содержания в стали фосфора.

Необратимая отпускная хрупкость обусловлена образованием на границах зёрен цементитных частиц пластинчатой формы и обогащением этих границ примесями, в частности, фосфором; именно совокупное действие этих двух факторов и обуславливает хрупкое зернограничное разрушение и снижение ударной вязкости.

Надёжных методов устранения необратимой отпускной хрупкости нет. Обычно отпуск в интервале необратимой отпускной хрупкости не производят.

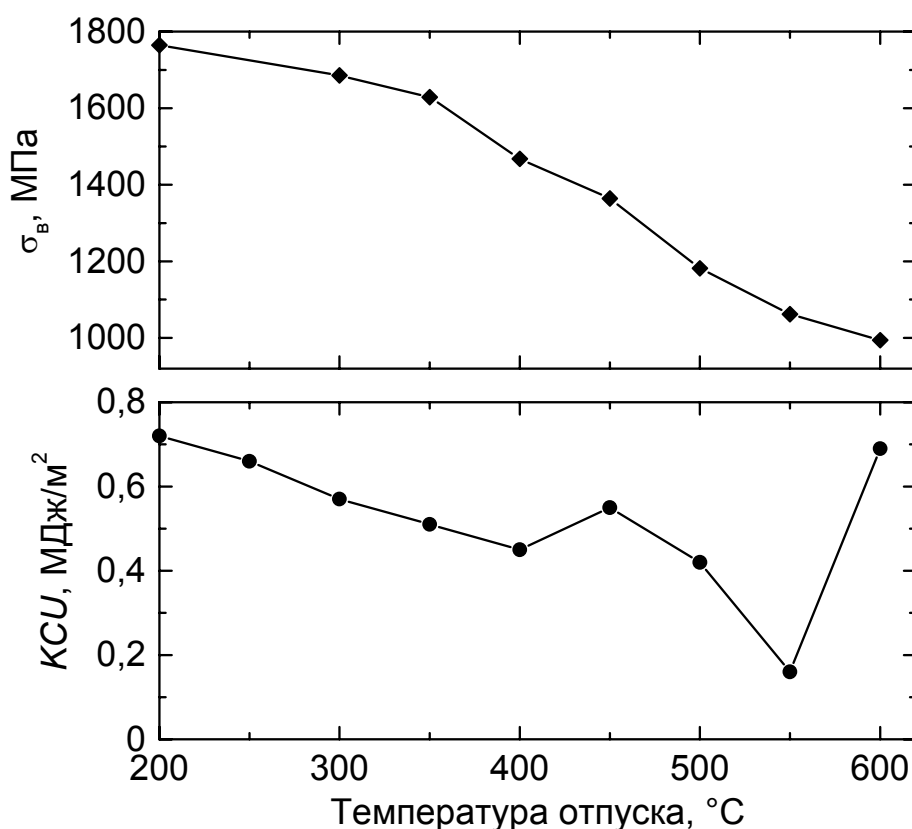


Рис. 57. Зависимость прочности и ударной вязкости закалённой стали 30ХГСНА от температуры отпуска. Охлаждение после отпуска на воздухе

Обратимая отпускная хрупкость наблюдается у легированных сталей. Она проявляется как при отпуске в интервале 450...600°C, так и при замедленном охлаждении в этом температурном интервале после более высокого отпуска. Если охлаждение после отпуска, осуществляемого при температурах выше 600°C, проводить быстро, то охрупчивания не происходит. Данная хрупкость называется обратимой, так как хрупкое состояние может быть устранено повторным высоким отпуском с нагревом выше 600°C и последующим быстрым охлаждением и вновь вызвано дополнительным отпуском при 450...600°C. Одним из признаков обратимой отпускной хрупкости является появление хрупкого разрушения по границам исходного аустенитного зерна.

К обратимой отпускной хрупкости склонны лишь легированные стали промышленной чистоты. Интенсивность их охрупчивания тем больше, чем выше содержание в них таких примесей, как фосфор, сурьма, олово и мышьяк. Легированные стали, выплавленные в вакууме из высокочистых шихтовых материалов, не склонны к обратимой отпускной хрупкости. Интенсивность развития обратимой отпускной хрупкости зависит и от характера легирования стали. Хром, никель, марганец и кремний увеличивают склонность к охрупчиванию. Особенно она высока у хромоникелевых и хромомарганцевых сталей. Ослабляющее действие на охрупчивание оказывает молибден (0,2...0,7%) и в меньшей мере вольфрам (0,6...1,2%).

Развитие охрупчивания связано с тем, что атомы фосфора и других вышеуказанных примесей диффундируют из феррита на границы исходного аустенитного зерна и образуют на них скопления (*сегрегации*). Толщина зернограницных сегрегаций не превосходит несколько атомных слоёв, а концентрация примесей в сегрегациях может превышать их объёмное содержание в сотни раз. Образование таких сегрегаций примесей вызывает ослабление межзёрненного сцепления и способствует хрупкому зернограницному разрушению.

На практике для ослабления развития обратимой отпускной хрупкости используют следующие методы:

- уменьшение содержания в стали охрупчивающих примесей и в первую очередь фосфора;
- легирование стали 0,2...0,4% молибдена;
- применение после высокого отпуска ускоренного охлаждения в температурном интервале интенсивного проявления хрупкости.

7.4. ОТЖИГ ПЕРВОГО РОДА

К отжигу первого рода относят диффузионный и рекристаллизационный отжиги, а также отжиг для уменьшения остаточных напряжений.

I. Диффузионный (гомогенизационный) отжиг. Он осуществляется с целью устранения или уменьшения последствий внутрикристаллической (дендритной) ликвации (см. раздел 3.2). В сталях наблюдается ликвация углерода, примесей и легирующих элементов. Дендритная ликвация приводит к понижению пластичности, ударной вязкости, а иногда и прочностных свойств литой стали. Особенно значительное снижение пластичности и ударной вязкости наблюдается в тех случаях, когда в результате дендритной ликвации появляются хрупкие фазы.

Нагрев при диффузионном отжиге должен быть настолько высоким, чтобы обеспечить интенсивное протекание диффузионных процессов. В то же время температура гомогенизации должна быть ниже температуры плавления наиболее легкоплавких участков в межосных объёмах дендритов. Чаще всего температура диффузионного отжига выбирается в интервале 1100...1200°C. Длительность выдержки зависит от химического состава стали, степени дендритной ликвации и других факторов и может достигать 10...15 ч.

Диффузионному отжигу подвергаются отливки, слитки и иногда поковки из легированных сталей. Как самостоятельная операция термической обработки диффузионный отжиг используется в основном для крупных литых изделий. Выравнивание химического состава приводит к улучшению комплекса механических свойств.

Диффузионный отжиг сопровождается таким нежелательным явлением как рост аустенитного зерна. Если сталь используется в литом состоянии и не подвергается в дальнейшем пластической деформации, то для измельчения зерна необходимо проводить дополнительный отжиг второго рода.

II. Рекристаллизационный отжиг. Под рекристаллизационным отжигом понимают нагрев металла для устранения наклёпа, созданного холодной пластической деформацией. Нагрев осуществляется выше температурного порога рекристаллизации с последующей выдержкой, которая в зависимости от цели отжига может обеспечить не только завершение первичной рекристаллизации, но и определённое развитие собирательной рекристаллизации. Чаще всего рекристаллизационный отжиг холоднодеформированных углеродистых и легированных сталей осуществляется ниже критической точки A_1 при температурах 600...720°C.

III. Отжиг для уменьшения остаточных напряжений. Под внутренними напряжениями понимают напряжения, уравнивающиеся в объёме тела при отсутствии внешних нагрузок. Их появление может быть связано с осуществлением различных технологических операций (литья, сварки, обработки давлением и т.д.). Внутренние напряжения в большей или меньшей мере сохраняются после окончания этих операций. В этом случае они называются *остаточными напряжениями*.

Всегда есть опасность, что остаточные напряжения будут складываться с внешними рабочими напряжениями. Большие суммарные напряжения могут вызвать нежелательные изменения формы (коробление) и размеров изделий. Если остаточные напряжения велики, то возможно разрушение при незначительных внешних нагрузках. Особенно способствуют образованию и развитию трещин растягивающие напряжения.

С остаточными напряжениями связана упругая деформация. Если вызвать пластическое течение в объёмах, где она сосредоточена, то произойдет разрядка остаточных напряжений. При нагреве предел текучести уменьшается, и когда он окажется ниже остаточных напряжений, становится возможным развитие пластической деформации, в результате чего остаточные напряжения снижаются до уровня предела текучести при температуре нагрева. При постоянной температуре процесс уменьшения остаточных напряжений идёт с затуханием. Чем выше температура нагрева, тем быстрее и полнее уменьшаются остаточные напряжения.

Как правило, отжиг для снижения остаточных напряжений проводится в интервале 450...650°C, так как при более низких температурах предел текучести большинства сталей остается достаточно высоким. Охлаждение после окончания выдержки следует проводить с небольшой скоростью для исключения возможности возникновения новых внутренних напряжений.

При выборе режима отжига для уменьшения остаточных напряжений необходимо учитывать характер предшествующей термической обработки. Если изделие подвергалось закалке и высокому отпуску, то для того, чтобы сохранился полученный комплекс механических свойств, температура последующего отжига должна быть ниже температуры высокого отпуска.

7.5. ОТЖИГ ВТОРОГО РОДА

Для сталей отжиг второго рода заключается в нагреве до аустенитного состояния и последующем охлаждении, обеспечивающем распад переохлаждённого аустенита по диффузионному механизму.

I. Полный отжиг. Такому отжигу подвергают углеродистые и легированные доэвтектоидные стали. После литья, горячей деформации и других операций, связанных с высокотемпературными нагревами, стальные изделия обычно характеризуются крупнозернистостью, неоднородностью структуры и повышенным уровнем внутренних напряжений. Цель полного отжига — получить более однородную структуру, измельчить зерно и уменьшить внутренние напряжения. Применение этого отжига позволяет снизить твёрдость стали и улучшить обрабатываемость резанием. Чаще всего полный отжиг подготавливает структуру для дальнейших технологических операций и редко используется как окончательная термическая обработка.

При отжиге углеродистых сталей температуру нагрева выбирают на 20...40°C выше точки A_{c3} (рис. 58). Такой нагрев обеспечивает получение мелкого аустенитного зерна. Чрезмерное повышение температуры нагрева может вызвать нежелательный рост зерна аустенита и ухудшение свойств стали. Отжигаемую сталь загружают в холодную или разогретую печь и далее нагревают вместе с печью. Во время выдержки при выбранной температуре должен произойти сквозной прогрев изделия и завершение процессов образования аустенита.

Скорость охлаждения должна обеспечить протекание диффузионного распада аустенита при небольших переохлаждениях, чтобы избежать образования излишне дисперсной феррито-карбидной структуры с повышенной твёрдостью. Углеро-

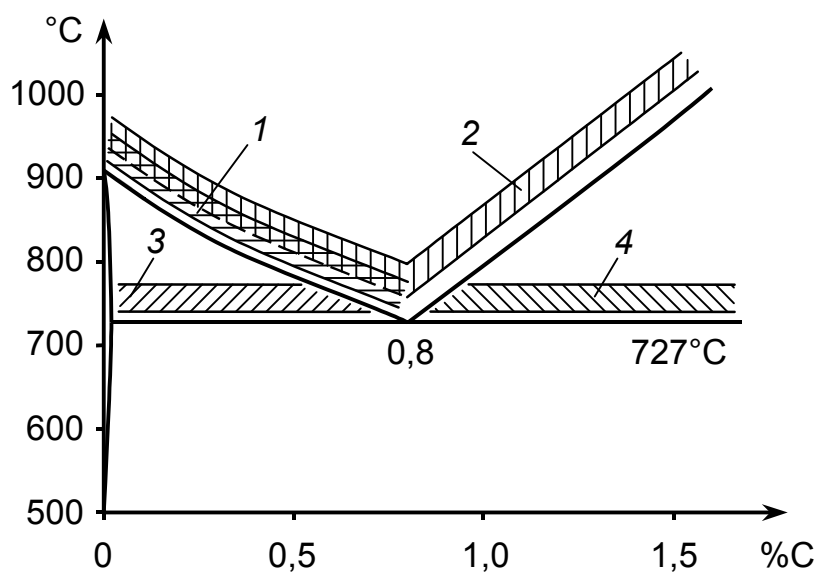


Рис. 58. Температуры нагрева углеродистых сталей при различных видах отжига: 1 — полный отжиг; 2 — нормализация; 3 — неполный отжиг; 4 — сфероидизирующий отжиг

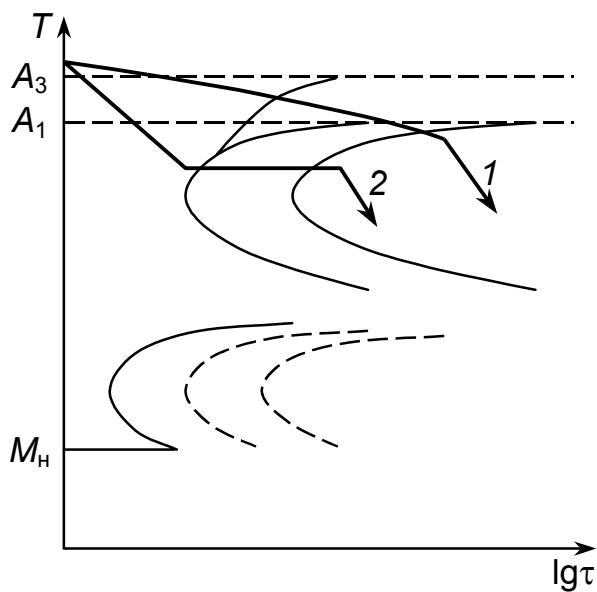


Рис. 59. Схема охлаждения доэвтектоидной стали при полном отжиге с непрерывным охлаждением (1) и изотермическом отжиге (2)

дистые стали обычно охлаждают с печью со скоростью 150...200 град/ч. Когда не опасны термические напряжения, охлаждение после завершения диффузионного превращения можно ускорить. В этом случае металл выгружают из печи при 500...600°C и охлаждают на спокойном воздухе. После отжига доэвтектоидные стали имеют структуру, состоящую из избыточного феррита и пластинчатого перлита.

В легированных доэвтектоидных сталях образование аустенита может протекать заметно медленнее, чем в углеродистых. Поэтому их нагрев для отжига осуществляется до более высоких температур, а длительность выдержки увеличивается. Ввиду высокой устойчивости переохлаждённого аустенита легированные стали по сравнению с углеродистыми охлаждают с меньшими скоростями (10...100 град/ч).

Обычно полный отжиг легированных сталей характеризуется большой длительностью. Для ускорения процесса можно использовать его разновидность — *изотермический отжиг*. После аустенитизации стали ускоренно охлаждают до температур на 50...100°C ниже точки A_1 , а затем делают выдержку, необходимую для полного распада переохлаждённого аустенита, после чего следует охлаждение на воздухе (рис. 59). Изотермический отжиг не только сокращает длительность технологического процесса по сравнению с обычным полным отжигом, но также приводит к получению более однородной по сечению изделия структуры, так как в результате выравнивания температуры по объёму металла диффузионный распад переохлаждённого аустенита протекает при одной степени переохлаждения.

II. Неполный отжиг. Он используется для снижения твёрдости доэвтектоидных сталей и уменьшения внутренних напряжений. Он заключается в нагреве до температур, лежащих выше точки A_{c1} , но ниже A_{c3} , и последующем охлаждении с той же скоростью, что и при полном отжиге (рис. 58). При таком режиме нагрева в аустенит полностью превращается лишь перлит, а избыточный феррит претерпевает

частичное превращение. Поэтому неполный отжиг может быть использован только в тех случаях, когда структура стали, сформировавшаяся при предшествующих технологических операциях, имеет достаточно мелкое зерно, и в ней нет грубых ферритных образований. Неполный отжиг по сравнению с полным отжигом менее продолжителен и более экономичен.

III. Нормализация. При такой обработке сталь нагревают до аустенитного состояния и после непродолжительной выдержки охлаждают на спокойном воздухе. Температуру нагрева выбирают на $30...50^{\circ}\text{C}$ выше точки A_{c3} для доэвтектоидных сталей и точки A_{cm} — для заэвтектоидных (рис. 58). Охлаждение на воздухе должно обеспечить формирование феррито-карбидной структуры. По существу нормализация — это тот же полный отжиг, но только осуществляемый с ускоренным охлаждением.

Задачи нормализации в основном те же, что и у полного отжига. Она широко используется для улучшения структуры и свойств углеродистых и низколегированных сталей с невысокой устойчивостью переохлаждённого аустенита. По сравнению с полным отжигом диффузионное превращение при нормализации протекает при больших переохлаждениях, что обуславливает формирование более дисперсной феррито-карбидной структуры. Поэтому твёрдость стали после нормализации выше, чем после полного отжига.

Для малоуглеродистых сталей нормализация часто используется вместо отжига. Она является более кратковременной обработкой и, несмотря на некоторое повышение твёрдости, заметно не сказывается на обрабатываемости резанием, а иногда даже улучшает её. Для ряда малоуглеродистых сталей нормализация позволяет получить повышенный уровень прочности в сочетании с низким порогом хладноломкости и применяется как окончательная термообработка.

Среднеуглеродистые стали после нормализации по сравнению с отжигом имеют более высокие прочностные свойства при той же или даже большей пластичности и ударной вязкости (табл. 2). В сравнении с закалкой и высоким отпуском комплекс свойств нормализованной стали хуже. Однако для многих изделий свойства оказываются вполне приемлемыми, и тогда нормализацию используют как окончательную термическую обработку.

Таблица 2

Механические свойства стали 40X после различных обработок

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU , МДж/м ²
Отжиг	364	656	21,0	53,5	0,56
Нормализация	450	754	20,9	56,0	0,78
Закалка и высокий отпуск	756	876	23,5	67,5	1,68

Применение нормализации для заэвтектоидных сталей в основном имеет целью устранение грубой карбидной сетки. При нагреве выше A_{cm} происходит растворение избыточного цементита, а последующее ускоренное охлаждение на воздухе подавляет его выделение по границам зёрен.

IV. Сфероидизирующий отжиг. Такой отжиг наиболее широко применяется для заэвтектоидных углеродистых и легированных сталей. Его целью является получение структуры с глобулярной формой цементита. Зернистый перлит по сравнению с пластинчатым обладает меньшей твердостью, большей пластичностью и вязкостью, что во многих случаях обеспечивает лучшую обрабатываемость резанием и хорошую штампуемость. Для высокоуглеродистых инструментальных сталей структура зернистого перлита наиболее благоприятна для проведения закалки.

Заэвтектоидные углеродистые стали нагревают в интервал $A_1...A_{cm}$ ($740...780^\circ\text{C}$) и после выдержки проводят медленное охлаждение (рис. 60, *а*). При нагреве в интервал $A_1...A_{cm}$ нерастворившиеся пластины цементита претерпевают сфероидизацию. Образовавшиеся глобулярные частицы играют роль готовых зародышевых центров при выделении цементита в процессе распада переохлаждённого аустенита, в результате чего и формируются карбидные частицы глобулярной формы.

Заэвтектоидные углеродистые стали охлаждают при отжиге со скоростями $20...50$ град/ч. Такое охлаждение должно обеспечить распад переохлаждённого аустенита на феррито-карбидную структуру, сфероидизацию и коагуляцию карбидных частиц. Чем меньше скорость охлаждения, тем до бóльших размеров успевают вырасти частицы карбидов. Охлаждение с регламентированной скоростью обычно осуществляют до $600...500^\circ\text{C}$; далее сталь охлаждают на воздухе.

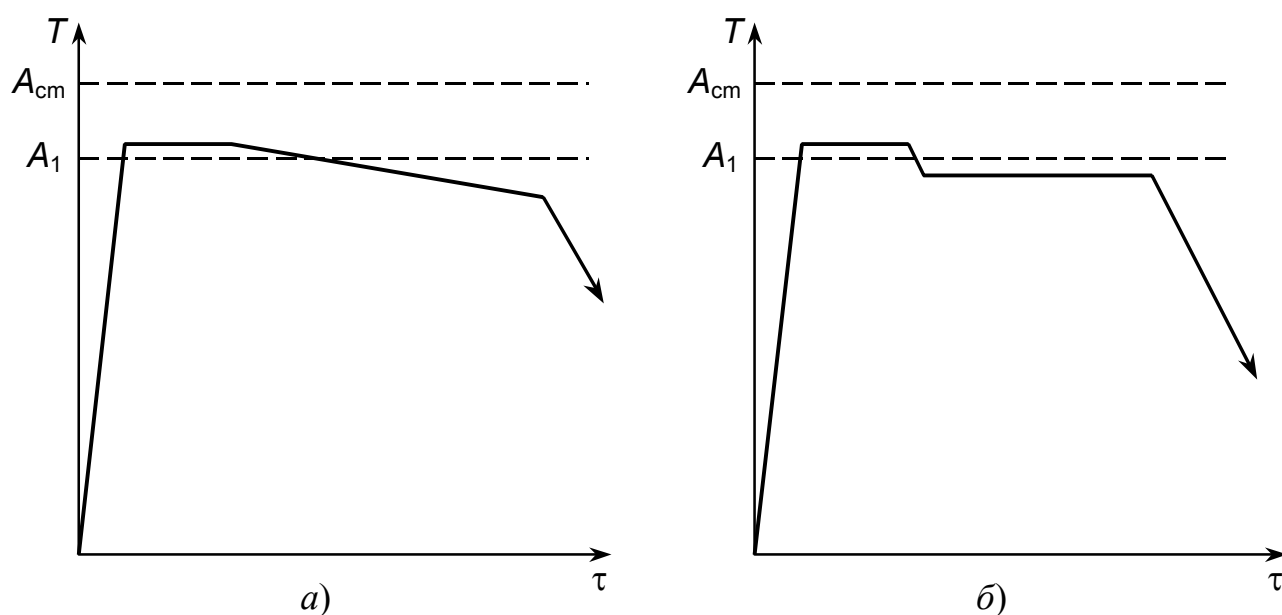


Рис. 60. Схемы сфероидизирующего отжига заэвтектоидных сталей: *а* — отжиг с непрерывным охлаждением; *б* — изотермический отжиг

Для получения структуры зернистого перлита используют также изотермический отжиг (рис. 60, б). После нагрева в интервал $A_1 \dots A_{cm}$ сталь ускоренно (со скоростью 50...100 град/ч) подстуживают до 650...680°C и делают относительно недлительную выдержку, обеспечивающую завершение диффузионного превращения. Дальнейшее охлаждение можно осуществлять на воздухе. Изотермический отжиг имеет меньшую длительность, а зернистый перлит получается более однородным.

7.6. ЗАКАЛКА СТАЛИ

I. Углеродистые и легированные стали подвергают закалке с целью получения мартенситной структуры. Для закалки на мартенсит необходимо нагреть изделие до аустенитного состояния, а затем, после некоторой выдержки, охладить со скоростью, превышающей критическую скорость закалки, чтобы подавить распад переохлаждённого аустенита при температурах диффузионного и промежуточного превращений. Такая обработка является разновидностью закалки на метастабильную структуру. В структуре закалённой стали кроме основной структурной составляющей — мартенсита всегда имеется некоторое количество остаточного аустенита, а также могут присутствовать карбидные частицы, не растворившиеся при аустенитизации.

II. Закаливаемость и прокаливаемость. Важнейшей особенностью закалки на мартенсит является упрочнение стали. Мартенситная структура обеспечивает существенно бóльший уровень прочности, чем продукты промежуточного и, тем более, диффузионного превращений. Способность стали повышать твёрдость в результате закалки называется *закаливаемостью*. Уровень твёрдости закалённой стали определяется в первую очередь содержанием углерода в её основной структурной составляющей — мартенсите. Чем больше углерода в мартенсите, тем выше его твёрдость. Леггирующие элементы оказывают слабое влияние на твёрдость мартенсита.

Твёрдость закалённых сталей зависит не только от твёрдости мартенсита, но и от присутствия в структуре остаточного аустенита. Повышенное количество этой мягкой структурной составляющей отрицательно сказывается на упрочнении при закалке.

Другой важной характеристикой закалённой стали является *прокаливаемость*, под которой понимают глубину проникновения закалённой зоны. Рассмотрим, от чего зависит эта характеристика. Пусть для двух цилиндрических образцов одинаковых размеров из сталей, характеризующихся различной критической скоростью закалки $v_{кр}$, при охлаждении после аустенитизации скорость охлаждения $v_{охл}$ по сечению меняется так, как показано на рис. 61. Тогда в первом образце, имеющем более высокую $v_{кр}$, полностью мартенситная структура сформируется лишь в поверхностном слое, для которого $v_{охл}$ больше $v_{кр}$, то есть прокаливаемость окажется неполной. Во втором образце с малой $v_{кр}$ достигается сквозная прокаливаемость, так как $v_{охл}$ превышает $v_{кр}$ по всему сечению цилиндра. Таким

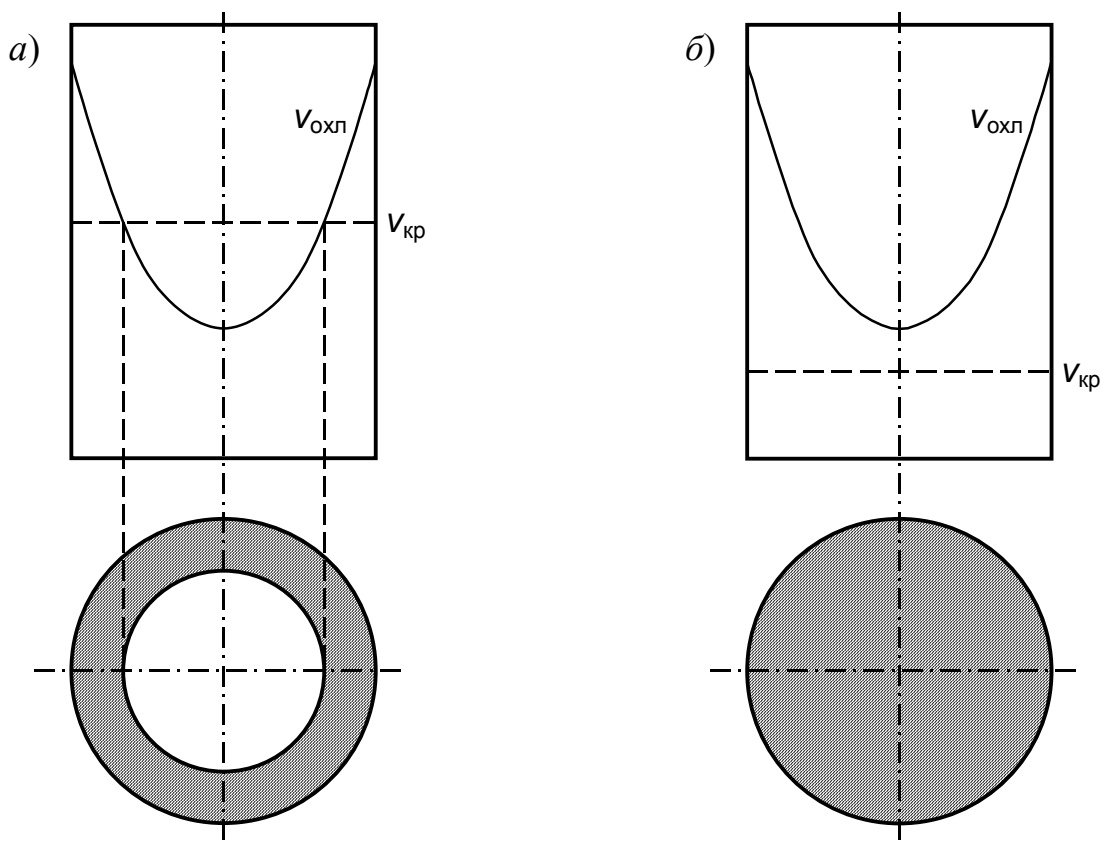


Рис. 61. Схема, показывающая прокаливаемость цилиндрических образцов из сталей, имеющих высокую (а) и низкую (б) критические скорости закалки. Заштрихованный слой имеет полностью мартенситную структуру

образом, величина прокаливаемости определяется скоростью охлаждения и критической скоростью закалки.

Увеличение прокаливаемости изделия данных размеров может быть достигнуто путём повышения скорости охлаждения. Однако увеличение скорости охлаждения приводит к росту внутренних напряжений, что, в свою очередь, может вызвать появление закалочных дефектов (коробление, закалочные трещины). Наиболее эффективный путь увеличения прокаливаемости — уменьшение критической скорости закалки. Последняя определяется устойчивостью переохлаждённого аустенита.

Все факторы, увеличивающие устойчивость переохлаждённого аустенита, повышают и прокаливаемость сталей. Особенно сильно на прокаливаемость влияет химический состав сталей. Углеродистые стали характеризуются малой устойчивостью переохлаждённого аустенита и, следовательно, высокой $v_{кр}$, и поэтому имеют небольшую прокаливаемость. Значительное увеличение устойчивости переохлаждённого аустенита и прокаливаемости достигается путём легирования. Особенно эффективно увеличивает прокаливаемость комплексное легирование хромом, никелем, марганцем и молибденом.

При сквозной прокаливаемости свойства стали непосредственно после закалки достаточно однородны по сечению изделия. Эта закономерность сохраняется и после окончательного отпуска. При неполной прокаливаемости в закалённом состоянии твёрдость снижается от поверхностных закалённых слоёв к центру изделия. Отпуск при высоких температурах может значительно уменьшить различия в твёрдости по сечению изделия. Однако предел текучести, пластичность и ударная вязкость в центральных слоях будут ниже, чем в поверхностном закалённом слое. Это обусловлено разным характером феррито-карбидной структуры. Высокий отпуск приводит к формированию в поверхностном закалённом слое сорбита отпуска, состоящего из феррита, имеющего субзёрненное строение, и карбидных частиц глобулярной формы. В сердцевине изделия, где в процессе охлаждения распад переохлаждённого аустенита прошёл по диффузионному механизму, отпуск при высоких температурах не вызывает глубоких изменений структуры — сохраняется пластинчатая форма карбидов.

В связи с вышесказанным, при закалке изделий ответственного назначения, которые должны обладать высокими и однородными механическими свойствами по всему сечению, стремятся иметь полную прокаливаемость.

III. Условия проведения закалки. Наиболее важными параметрами закалки являются температура нагрева и скорость охлаждения.

Температура нагрева зависит от содержания углерода и характера легирования стали. Доэвтектоидные углеродистые стали нагревают до температур на $30...50^{\circ}\text{C}$ выше точки A_{c3} (рис. 62). Более высокий нагрев нецелесообразен, так как может произойти существенный рост зерна аустенита.

Для заэвтектоидных углеродистых сталей температура нагрева под закалку превышает точку A_{c1} на $30...50^{\circ}\text{C}$. Так как при этом нагрев осуществляется в интервал $A_{c1}...A_{cm}$, то часть цементита остается нерастворённой. Перед закалкой заэвтектоидные стали подвергаются сфероидизирующему отжигу и имеют структу-

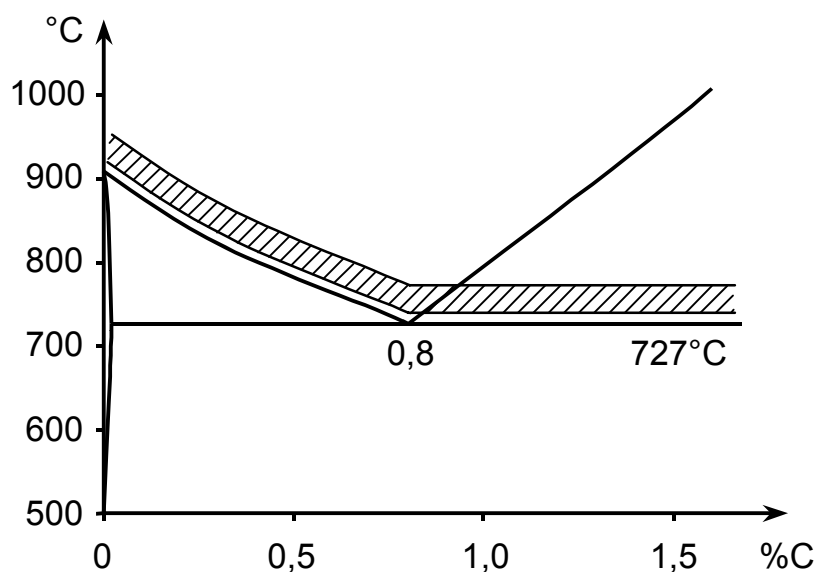


Рис. 62. Температуры нагрева под закалку углеродистых сталей

ру зернистого перлита. Поэтому для нерастворившихся при нагреве цементитных частиц характерна глобулярная форма. Такие карбиды в структуре закалённых заэвтектоидных сталей, используемых для изготовления инструмента, полезны, так как они повышают износостойкость.

При повышении температуры нагрева заэвтектоидных сталей выше оптимального интервала происходит более полное растворение карбидов, что сопровождается увеличением содержания углерода в аустените, снижением точки M_n и увеличением количества остаточного аустенита при закалке. Последнее может привести к значительному снижению твёрдости закаленной стали, несмотря на повышение твёрдости мартенсита. Уменьшение количества нерастворившихся карбидов при повышении температуры аустенитизации способствует также росту зерна аустенита. Особенно интенсивно этот процесс развивается при нагреве выше точки A_{cm} . Кроме того, с повышением температуры нагрева возрастают и внутренние напряжения.

Температура нагрева под закалку легированных сталей заметно выше, чем углеродистых. Наличие в стали карбидообразующих элементов повышает устойчивость карбидов к растворению, а также замедляет процесс гомогенизации аустенита. Для многих доэвтектоидных среднелегированных сталей температура нагрева превышает точку A_{c3} на 50...100°C. Высоколегированные стали с большим содержанием карбидообразующих элементов нагревают до более высоких температур (вплоть до 1100...1250°C), чтобы за счёт растворения большего количества специальных карбидов обеспечить необходимую концентрацию углерода и легирующих элементов в аустените.

Охлаждение при закалке должно обеспечить получение мартенситной структуры в нужной толщине изделия. С другой стороны, охлаждение не должно вызывать появления высоких внутренних напряжений, приводящих к короблению и образованию трещин.

Закалочные напряжения складываются из *термических* и *структурных*. При закалке скорость охлаждения поверхностных и центральных слоёв различна. Поэтому они претерпевают неодинаковое тепловое сжатие, что и обуславливает появление термических напряжений. Мартенситное превращение сопровождается увеличением объёма. В процессе охлаждения при закалке поверхностные слои раньше достигают мартенситного интервала, чем внутренние. Таким образом, мартенситное превращение в разных точках сечения изделия осуществляется неодновременно, приводя к возникновению структурных напряжений.

Охлаждение необходимо осуществлять со скоростью более критической скорости закалки. Но такую скорость целесообразно иметь лишь в температурном интервале минимальной устойчивости переохлаждённого аустенита (для большинства сталей 650...400°C). В мартенситном интервале скорость охлаждения желательно уменьшить, чтобы снизить закалочные напряжения. Этот интервал особенно опасен, так как в нём одновременно с возникновением структурных напряжений образуется хрупкая фаза — мартенсит.

В качестве закалочных сред наиболее широко используют воду и минеральные масла. Вода обладает высокой охлаждающей способностью, что связано с большой теплотой парообразования. Она обеспечивает высокую скорость охлаждения в температурном интервале диффузионного превращения ($650 \dots 400^\circ\text{C}$). Это позволяет использовать воду для закалки углеродистых и малолегированных сталей, имеющих малую устойчивость переохлаждённого аустенита. Большим недостатком воды является охлаждение с высокой скоростью при $300 \dots 200^\circ\text{C}$ — для многих сталей это совпадает с областью мартенситного превращения, так что именно в этом температурном интервале необходимо охлаждать медленно, чтобы снизить внутренние напряжения.

Минеральное масло охлаждает медленнее, чем вода, что обусловлено меньшей теплотой парообразования и большей вязкостью масла. Достоинство масла заключается в том, что оно обеспечивает сравнительно небольшую скорость охлаждения в мартенситном интервале, уменьшая тем самым уровень внутренних напряжений и вероятность возникновения закалочных дефектов. Основным недостатком масла — это невысокая охлаждающая способность в температурном интервале диффузионного превращения переохлаждённого аустенита. В связи с этим подвергать закалке в масле можно лишь легированные стали с высокой устойчивостью переохлаждённого аустенита.

Добавки солей и щелочей увеличивают охлаждающую способность воды. Водные растворы полимеров позволяют охлаждать со скоростями, промежуточными между скоростями, достигаемыми при охлаждении в воде и масле.

IV. Способы закалки. Самый простой и наиболее распространённый является *непрерывная закалка*. Нагретое до температуры аустенитизации изделие помещают в закалочную среду и выдерживают в ней до полного охлаждения. Такой способ закалки применяют для изделий простой формы из углеродистых и легированных сталей. Главный его недостаток — возникновение высоких внутренних напряжений.

Для уменьшения внутренних напряжений применяют *закалку с подстуживанием*: нагретое изделие не сразу помещают в воду или масло, а некоторое время подстуживают на воздухе. При этом должен быть исключён диффузионный распад переохлаждённого аустенита во время подстуживания.

Другим способом закалки, обеспечивающим уменьшение внутренних напряжений, является *закалка в двух средах*. После аустенитизации изделие сначала охлаждают в среде с большой охлаждающей способностью (вода) с тем, чтобы быстро пройти температурный интервал минимальной устойчивости переохлаждённого аустенита (рис. 63, а). Затем изделия переносят в среду с меньшей охлаждающей способностью (масло). Это позволяет уменьшить скорость охлаждения в мартенситном интервале и снизить уровень внутренних напряжений.

Уменьшить внутренние напряжения позволяет также *ступенчатая закалка*. Изделие с температуры аустенитизации переносят в ванну с расплавленной селитрой или щёлочью и охлаждают до температуры на $20 \dots 40^\circ\text{C}$ выше точки M_n . Последующая выдержка обеспечивает выравнивание температуры по сечению изделия, но при этом она не должна превышать длительность инкубационного пе-

риода распада переохлаждённого аустенита при выбранной температуре (см. рис. 63, б). После окончания выдержки изделие охлаждают замедленно (обычно на воздухе). Во время выдержки в горячей среде релаксируют термические напряжения. Так как при выдержке происходит выравнивание температуры по сечению изделия, то при последующем медленном охлаждении мартенситное превращение начинается почти одновременно по всему объёму изделия, что способствует уменьшению структурных напряжений. Охлаждение в расплавленных селитрах и щелочах происходит сравнительно медленно, и поэтому ступенчатой закалке можно подвергать лишь изделия небольшого сечения.

Для изделий небольшого сечения из среднеуглеродистых легированных сталей применяют *изотермическую закалку*. При такой обработке, как и при ступенчатой закалке, осуществляют выдержку при температурах на $20...40^{\circ}\text{C}$ выше точки M_n . Но при этом длительность выдержки такова, что она обеспечивает распад переохлаждённого аустенита по промежуточному механизму и формирование структуры нижнего бейнита (рис. 63, в). Изотермическая закалка позволяет не только уменьшить закалочные напряжения, но и получить благоприятное сочетание механических свойств. Уровень прочности изотермически закалённых сталей примерно такой же, какой достигается при закалке на мартенсит и отпуске $450...550^{\circ}\text{C}$. Но при одинаковом уровне прочности изотермическая закалка обеспечивает более высокую ударную вязкость, а во многих случаях и большую пластичность.

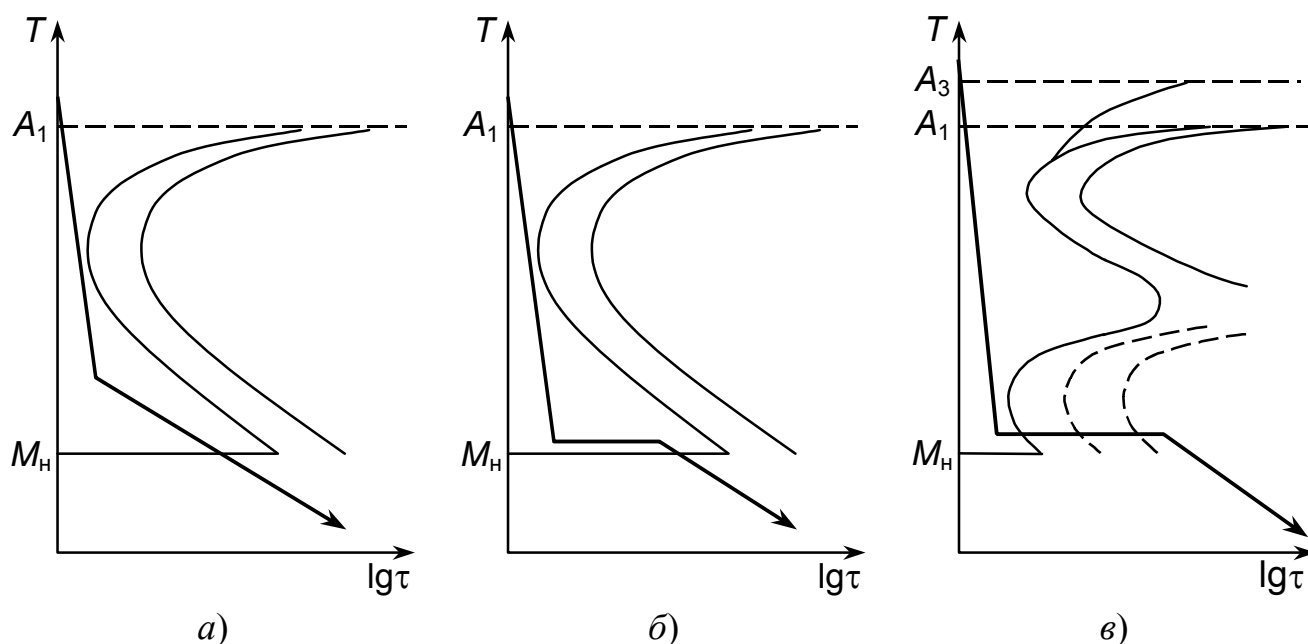


Рис. 63. Закалка в двух средах (а), ступенчатая закалка (б) и изотермическая закалка (в)

7.7. ОТПУСК ЗАКАЛЁННОЙ СТАЛИ

При закалке возникают высокие внутренние напряжения, которые могут являться причиной коробления изделий и образования трещин. Одна из задач отпуска — снизить внутренние напряжения в закалённых изделиях. Чем выше температура отпуска и длительней его выдержка, тем полнее снимаются внутренние напряжения. Другая задача отпуска — получение нужного комплекса механических свойств. Закалённая на мартенсит сталь в неотпущенном состоянии характеризуется высокой твёрдостью, но имеет повышенную склонность к хрупкому разрушению. Варьируя температурно-временные условия проведения отпуска, можно в широких пределах изменять механические свойства закалённой стали.

В зависимости от температуры нагрева различают низкий, средний и высокий отпуск.

1. *Низкий отпуск* (120...250°C) используется при термической обработке конструкционных и инструментальных сталей, изделий после цементации, нитроцементации и поверхностной закалки. При таком отпуске формируется структура отпущенного мартенсита. Низкий отпуск позволяет снизить уровень остаточных напряжений, возникших при закалке, и одновременно сохранить высокую твёрдость. При низком отпуске происходит некоторое повышение сопротивления стали хрупкому разрушению. Но, как правило, низкоотпущенные изделия не выдерживают значительных динамических нагрузок.

2. *Средний отпуск* (350...450°C), при котором образуется структура троостита отпуска, в основном применяется для рессорно-пружинных сталей, так как обеспечивает высокие значения пределов упругости и выносливости. При этом на достаточно высоком уровне сохраняются твёрдость, пределы текучести и прочности при умеренной пластичности и вязкости. Выбирая режим среднего отпуска, следует избегать температурного интервала развития необратимой отпускной хрупкости.

3. *Высокий отпуск* (500...670°C) широко используют для различных изделий из конструкционных сталей, которые должны сочетать повышенный уровень прочности с высокой пластичностью и вязкостью. Высокоотпущенные стали хорошо противостоят динамическим нагрузкам. Термическая обработка, включающая закалку на мартенсит и высокий отпуск, называется *улучшением*. После улучшения сталь имеет структуру сорбита отпуска.

Высокий отпуск наиболее полно снимает остаточные напряжения. Но окончательный уровень внутренних напряжений зависит от условий охлаждения после отпуска. Чем медленнее охлаждение, тем меньше остаточные напряжения. Изделия несложной формы обычно охлаждают на воздухе. Но если сталь склонна к обратимой отпускной хрупкости, то охлаждение после окончания отпуска должно быть ускоренным (например, в воде).

7.8. ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА СТАЛИ

I. При поверхностной закалке на некоторую глубину закаливают лишь наружные слои изделия, а его сердцевина остается незакалённой. Для этого осуществляют быстрый нагрев поверхностного слоя, в результате чего возникает температурный градиент по сечению изделия. При последующем охлаждении со скоростью, большей критической скорости закалки, в том слое, который оказался нагретым до аустенитного состояния, произойдёт образование мартенситной структуры. Поверхностную закалку проводят с целью получения высокой твёрдости поверхностных слоёв изделия при сохранении вязкой сердцевины. В этом случае изделие будет иметь повышенную износостойкость и хорошо противостоять динамическим нагрузкам.

При осуществлении поверхностной закалки наиболее часто используют *индукционный нагрев*. Детали помещают в индуктор, питаемый переменным током с частотой $10^3 \dots 10^5$ Гц. При этом в изделии индуцируются вихревые токи. Они концентрируются в поверхностном слое, где и выделяется основная часть тепла. Толщина такого слоя тем меньше, чем выше частота тока.

Если при наиболее широко используемом печном нагреве его скорость обычно не превышает $0,1 \dots 1,0$ град/с, то при индукционном нагреве она может достигать $10^2 \dots 10^3$ град/с. С повышением скорости нагрева фазовые превращения сдвигаются в область более высоких температур. В связи с этим, температура аустенизации при индукционном нагреве выбирается существенно выше, чем при печном нагреве. После нагрева, практически без выдержки, изделие погружают в закалочную жидкость или охлаждают при помощи душирующих (спрейерных) устройств.

С увеличением степени перегрева относительно критических точек скорость зарождения центров аустенита растёт быстрее линейной скорости их роста. Поэтому в условиях высокочастотного нагрева до высоких температур и при отсутствии выдержки аустенитное зерно получается более мелким, чем при печном нагреве. В мелком аустенитном зерне образуются мелкие кристаллы мартенсита.

Высокочастотную закалку с последующим низким отпуском при $150 \dots 250^\circ\text{C}$ часто применяют к деталям из углеродистых и низколегированных сталей, содержащих около $0,4\% \text{C}$. Глубина закалённого слоя может достигать нескольких миллиметров. Твёрдость после закалки с индукционным нагревом на $2 \dots 3$ единицы *HRC* выше, чем после обычной закалки с печным нагревом. Это обеспечивает повышенную износостойкость и контактную прочность. В закалённом слое создаются значительные сжимающие напряжения, в результате чего повышается усталостная прочность.

II. Для поверхностного упрочнения изделий используют также *закалку с лазерным нагревом*. Высокая плотность мощности излучения, генерируемого лазером, обеспечивает нагрев с чрезвычайно высокими скоростями — до $10^5 \dots 10^6$ град/с. Лазерная обработка может проводиться как без оплавления, так и с оплавлением поверхности.

Глубина лазерного нагрева обычно составляет несколько десятых миллиметра и не превышает 2 мм. Вследствие очень малой длительности нагрева более глубокие слои практически не прогреваются, поэтому охлаждение после лазерного нагрева происходит путём отвода тепла в глубинные слои теплопроводностью. Скорость охлаждения оказывается очень высокой (до 10^6 град/с). В результате такого сверхбыстрого охлаждения осуществляется закалка нагретого слоя.

Лазерная закалка обеспечивает получение большего уровня твёрдости, чем обычная закалка в воде или масле.

III. Для крупногабаритных изделий применяют *поверхностную закалку с нагревом пламенем горелки*. Поверхность изделия нагревают ацетиленокислородным пламенем с температурой 2400...3200°C. Вследствие интенсивного подвода тепла поверхностные слои толщиной 2...4 мм быстро нагреваются до температур, превышающих точку A_3 . При последующем охлаждении с помощью душирующих устройств поверхностный слой закаливается.

7.9. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

I. При химико-термической обработке насыщают поверхностные слои изделия одним или несколькими элементами. Для этого изделия нагревают до заданной температуры и выдерживают при ней определённое время в среде, богатой нужными элементами. Химико-термическая обработка позволяет менять химический состав поверхностных слоёв, а следовательно, их структуру и свойства. Такую обработку применяют для повышения твёрдости, циклической прочности, износостойкости, а также для защиты от коррозии.

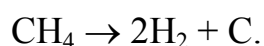
Различают три стадии процесса химико-термической обработки. На первой стадии во внешней среде благодаря химическим реакциям выделяется насыщающий элемент в атомарном состоянии. На второй стадии происходит взаимодействие атомов этого элемента с поверхностью изделия и проникновение их в решётку основного металла (адсорбция). Третья стадия — диффузия атомов насыщающего элемента в глубь металла. Первая и вторая стадии протекают значительно быстрее третьей. Поэтому третья стадия определяет скорость процесса химико-термической обработки.

Глубина диффузионного слоя зависит от температуры, длительности выдержки и концентрации элемента на поверхности изделия. При данной температуре глубина диффузионного слоя (y) зависит от продолжительности насыщения (τ) по параболическому закону: $y = k\sqrt{\tau}$, где k — константа. Следовательно, с течением времени рост слоя постепенно замедляется. Повышение температуры увеличивает скорость диффузионных процессов. Поэтому глубина диффузионного слоя при постоянной длительности выдержки сильно возрастает с повышением температуры насыщения. При прочих равных условиях толщина диффузионного слоя тем больше, чем выше концентрация диффундирующего элемента на насыщаемой поверхности.

Для сталей наиболее часто используют насыщение поверхностных слоёв изделий углеродом, азотом или обоими элементами вместе. Кроме того, применяют диффузионное насыщение некоторыми металлами (алюминием, хромом), а также кремнием и бором.

II. Цементация. *Цементацией* называется процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя изделия углеродом. Стали, подвергаемые цементации, как правило, содержат не более 0,25%С. При цементации поверхностный слой насыщают углеродом до концентрации 0,8...1,0%С. Более высокая концентрация углерода ухудшает механические свойства цементуемого изделия.

Широкое применение нашла газовая цементация. В этом случае в качестве науглероживающей среды (карбюризатора) применяют природный газ, контролируемые атмосферы, получаемые в специальных генераторах, а также жидкие углеводороды (керосин, бензол), каплями подаваемые в герметичное рабочее пространство печи, где они образуют активную газовую среду. Основным поставщиком углерода при газовой цементации — метан:



Цементацию проводят при 920...950°C в однофазной области существования аустенита. Глубина цементации составляет 0,5...2,0 мм. В зависимости от заданной глубины цементации время выдержки составляет от нескольких часов до 10...12 часов.

Цементация является промежуточной операцией. Цементованные изделия дополнительно подвергают закалке и низкому отпуску. В результате закалки в поверхностном цементованном слое образуется высокоуглеродистый мартенсит, который придаёт слою высокую твёрдость и прочность.

Закалку можно осуществлять непосредственно с цементационного нагрева. Но в связи с длительной выдержкой при температуре цементации у многих сталей успевают вырасти крупное зерно аустенита, и тогда при закалке образуется крупногольчатый мартенсит. Поэтому закалке с цементационного нагрева обычно подвергают природно мелкозернистые стали, у которых зерно не склонно к быстрому росту во время цементации.

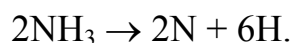
Если для изделий необходим повышенный комплекс механических свойств, то после окончания цементации изделия охлаждают до комнатной температуры, а затем нагревают под закалку до 820...850°C. Такой нагрев обеспечивает измельчение аустенитного зерна и полную закалку науглероженного слоя.

Заключительной операцией термической обработки цементованных изделий является отпуск при 160...180°C, приводящий к формированию структуры отпущенного мартенсита и уменьшающий остаточные напряжения. Твёрдость цементованного слоя после полного цикла обработки составляет 58...62 HRC.

Цементации с последующей закалкой и низким отпуском обычно подвергают изделия, которые должны иметь износостойкую поверхность и вязкую сердцевину (шестерни, валы и т.д.). Такая обработка обеспечивает также высокие значения предела циклической прочности.

III. Азотирование. Процесс диффузионного насыщения поверхностных слоёв изделия азотом называется *азотированием*. Его применяют для повышения износостойкости и предела циклической прочности различных деталей машин.

До азотирования изделия подвергают закалке и высокому отпуску. Азотирование проводят при температурах 500...540°C в атмосферах, содержащих аммиак, который диссоциирует с образованием атомарного азота:



Процесс азотирования — это продолжительная операция; её длительность может достигать нескольких десятков часов. Глубина азотированного слоя составляет 0,3...0,6 мм.

Твёрдость, получаемая при азотировании железа и низкоуглеродистых сталей, невелика. Поэтому азотированию подвергают среднеуглеродистые стали, легированные Al, Cr, Mo и V. Азот с этими элементами образует дисперсные нитриды (Cr_2N , VN и др.), в результате чего резко возрастает твёрдость азотированного слоя. Наиболее широко используется для азотирования сталь 38Х2МЮА.

Азотирование обеспечивает более высокую твёрдость, чем цементация. Азотированный слой сохраняет высокую твёрдость при нагреве до 500...600°C, в то время как высокая твёрдость цементованного слоя, имеющего мартенситную структуру, сохраняется лишь до 200...250°C. Режимы азотирования, обеспечивающие формирование на поверхности изделия тонкого слоя ϵ -фазы (твёрдого раствора на базе нитрида Fe_3N), позволяют повысить сопротивление коррозии во влажной атмосфере.

IV. Нитроцементация. *Нитроцементацией* называют процесс совместного насыщения поверхностных слоёв изделия углеродом и азотом. Её проводят при 850...870°C в газовой среде, содержащей науглероживающий газ и аммиак. Процесс нитроцементации длится несколько часов, при этом глубина нитроцементованного слоя составляет 0,2...1,0 мм.

Азот способствует диффузии углерода, что предопределяет более низкую температуру нитроцементации по сравнению с цементацией. Снижение температуры процесса обеспечивает меньший рост аустенитного зерна. Это позволяет осуществлять закалку непосредственно после окончания выдержки. Обычно погружению изделия в закалочную жидкость предшествует некоторое подстуживание. Низкий отпуск проводится при 160...180°C, после чего твёрдость составляет 58...64 HRC. По сравнению с газовой цементацией у нитроцементации имеются преимущества: выше износостойкость деталей и меньше их коробление.

7.10. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

I. *Термомеханическая обработка (ТМО)* является одним из методов комбинированного упрочнения сталей. Она представляет собой совокупность операций пластической деформации и термической обработки, при которых структурные изменения, происходящие при фазовых превращениях, протекают в условиях по-

вышенной плотности дефектов кристаллического строения, созданной пластической деформацией.

Существует несколько разновидностей термомеханической обработки сталей. Наиболее известными являются режимы ТМО, при которых пластическая деформация осуществляется в аустенитном состоянии. К этой группе относятся *высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО)* и *низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО)*.

II. Высокотемпературная термомеханическая обработка. ВТМО заключается в совмещении горячей пластической деформации, осуществляемой в аустенитном состоянии, с последующей закалкой на мартенсит (рис. 64, а). Окончательной операцией является отпуск, чаще всего при низких температурах. Использование ВТМО обеспечивает повышение прочностных свойств сталей, и, что особенно важно, одновременно удаётся сохранить на высоком уровне характеристики пластичности, вязкости и сопротивление хрупкому разрушению, или даже повысить их.

Напомним, что при горячей пластической деформации наряду с упрочнением развиваются процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации. При ВТМО горячая деформация должна обеспечить интенсивное развитие процессов возврата и образование субзёрненной (полигональной) структуры. Рекристаллизационные процессы во время деформирования необходимо исключить. Закалка при ВТМО, наряду с получением мартенситной структуры, должна предотвратить рекристаллизацию аустенита после окончания деформации.

Наиболее удобными объектами для ВТМО являются среднелегированные стали с 0,3...0,6%С. При проведении ВТМО этих сталей сравнительно легко подавить процессы рекристаллизации. Горячая деформация при ВТМО среднелегированных сталей обычно осуществляется в интервале 950...800°C с умеренными обжатиями (20...40%).

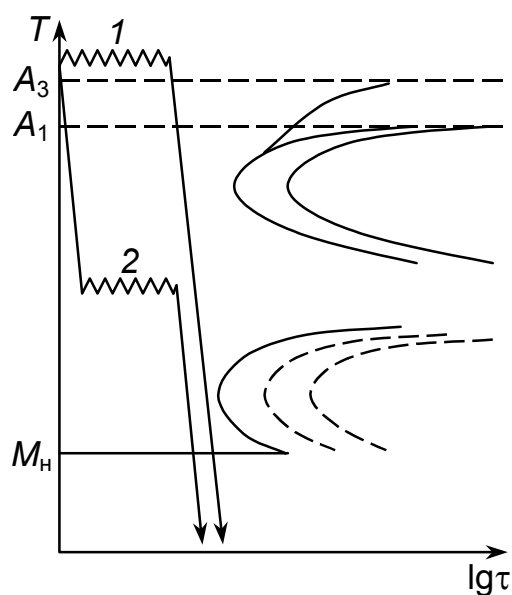


Рис. 64. Схемы термомеханической обработки: 1 — ВТМО; 2 — НТМО

III. Низкотемпературная термомеханическая обработка. НТМО заключается в интенсивной пластической деформации переохлаждённого аустенита в температурном интервале его высокой устойчивости с последующей закалкой на мартенсит и отпуском. Основная цель такой обработки — получение высокого уровня прочностных свойств. После оптимальных режимов НТМО может быть достигнут предел прочности, равный 2600...3300 МПа, в то время как обычная закалка с низким отпуском позволяет получить не более 1800...2000 МПа. Несмотря на высокопрочное состояние, для сталей, подвергнутых НТМО, характерна удовлетворительная пластичность и вязкость.

НТМО осуществляется по следующей схеме (см. рис. 64, б). После аустенизации заготовки быстро подстуживают до 600...400°C, для чего используют расплавленные соли и селитры. Далее проводится пластическая деформация с большими обжатиями 70...95%, которая обеспечивает получение высокой плотности дислокаций. Затем следует закалка на мартенсит и низкий отпуск.

При осуществлении пластической деформации при НТМО распад переохлаждённого аустенита недопустим — появление продуктов диффузионного и промежуточного превращений ухудшает свойства упрочняемых сталей. Поэтому НТМО удаётся реализовать на среднеуглеродистых сталях с высокой устойчивостью переохлаждённого аустенита при температурах 400...600°C, что достигается комплексным легированием такими элементами как Cr, Ni, Mo, Si и V.

В случае деформирования при 400...600°C с большими обжатиями сопротивление стали деформированию очень велико. Это предопределяет необходимость использования при НТМО мощного деформирующего оборудования, что затрудняет реализацию такой обработки в производстве.

IV. Контролируемая прокатка. При *контролируемой прокатке* горячую пластическую деформацию и последующее охлаждение осуществляют по регламентированным режимам, что позволяет целенаправленно воздействовать на формирование продуктов диффузионного превращения переохлаждённого аустенита, а, следовательно, и на комплекс механических свойств. Контролируемую прокатку можно рассматривать как разновидность термомеханической обработки.

Контролируемой прокатке подвергают в основном малоуглеродистые низколегированные стали, применяемые в виде сортового проката, листа и труб (09Г2, 09Г2ФБ и др.). В этих сталях основной структурной составляющей является феррит. При помощи контролируемой прокатки стремятся получить мелкозернистую структуру феррита с повышенной прочностью и высоким сопротивлением хрупкому разрушению.

При проведении контролируемой прокатки сталь нагревают выше 1000°C и ведут прокатку в несколько проходов при снижающейся температуре, а после окончания прокатки осуществляют ускоренное охлаждение. Важным процессом при контролируемой прокатке является рекристаллизация аустенита. При диффузионном превращении границы аустенитного зерна являются местами предпочтительного образования зародышей феррита. Поэтому, если при рекристаллизации

сформируется мелкое зерно аустенита, то при последедеформационном охлаждении можно получить мелкое ферритное зерно.

Когда прокатка проводится при высоких температурах (выше 1000°C), рекристаллизация аустенита протекает очень быстро. При этом рекристаллизованное зерно успевает существенно вырасти. Чтобы получить мелкое рекристаллизованное зерно аустенита, а, следовательно, и мелкое ферритное зерно, снижают температуру конца прокатки (обычно до $800\dots 700^{\circ}\text{C}$). Измельчению ферритного зерна способствует также ускоренное охлаждение после окончания прокатки — во-первых, оно затрудняет рост аустенитного зерна, а во-вторых, при повышенной скорости охлаждения $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение идёт при больших степенях переохлаждения, что вызывает увеличение числа центров зарождения феррита.

Эффект контролируемой прокатки наиболее полно проявляется в низкоуглеродистых сталях, подвергнутых микролегированию (до $0,1\%$) такими карбидообразующими элементами как ванадий и ниобий. Эти элементы, находясь в твёрдом растворе или образуя карбиды, сдерживают как развитие первичной рекристаллизации, так и рост рекристаллизованных зёрен. Всё это облегчает получение при контролируемой прокатке мелкого зерна феррита. Кроме того, выделение дисперсных карбидных частиц способствует повышению прочностных характеристик.

8. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВОВ С ПЕРЕМЕННОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ КОМПОНЕНТОВ В ТВЁРДОМ СОСТОЯНИИ

I. Сплавы, имеющие переменную растворимость компонентов в твёрдом состоянии, для получения нужного комплекса свойств подвергают таким видам термической обработки как истинная закалка и старение.

Рассмотрим диаграмму состояний, представленную на рис. 65. Для сплавов, располагающихся правее точки F , характерно изменение растворимости компонента В в основном металле при повышении температуры. Нагрев сплава состава C_1 до температуры T_1 приводит к образованию α -твёрдого раствора. Если сплав быстро охладить, то можно сохранить высокотемпературное состояние при комнатной температуре. Возникает пересыщенный твёрдый раствор, так как состав насыщенного твёрдого раствора соответствует точке F . Следовательно, осуществляется закалка без полиморфного превращения или истинная закалка.

Нагрев сплавов, соответствующих по составу участку FN диаграммы, может обеспечить полное растворение β -фазы и получение однофазного состояния. Но закалкой не всегда фиксируется такое состояние. Для сплавов, состав которых лежит правее точки N , при нагреве часть β -фазы остается нерастворённой. Если осуществить нагрев сплава C_2 до температуры T_1 , то возникает α -твёрдый раствор, состав которого соответствует точке K . В этом случае при закалке будет зафиксировано двухфазное состояние: α -твёрдый раствор состава, соответствующего точке K , и некоторое количество не растворившейся при нагреве β -фазы.

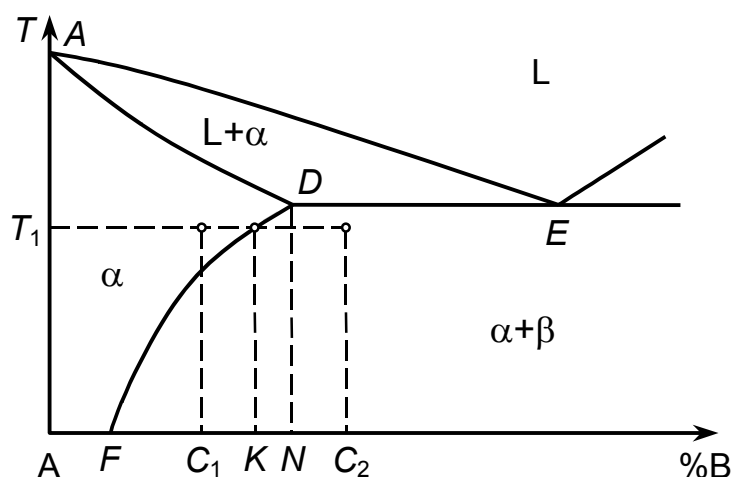


Рис. 65. Диаграмма состояний с ограниченной растворимостью компонента в твёрдом состоянии

II. Закалённый сплав может быть подвергнут *старению*, для чего осуществляют нагрев до температур, лежащих ниже линии DF . При старении происходит распад пересыщенного твёрдого раствора, сопровождающийся изменением свойств сплава. В ряде сплавов (например, алюминиевых) распад пересыщенного твёрдого раствора происходит уже при комнатной температуре. Выдержка закалённого сплава при комнатной температуре, приводящая к изменению структуры и свойств, называется *естественным старением*. Если сплав после закалки нагревать, то, ввиду увеличения диффузионной подвижности атомов, распад твёрдого раствора пойдёт быстрее и полнее. Старение закалённых сплавов при повышенных температурах называют *искусственным старением*.

Распад пересыщенного твёрдого раствора протекает в несколько стадий. В общем случае наблюдается такая последовательность: зоны Гинье – Престона → → метастабильные фазы → стабильная фаза.

На начальной стадии распада образуются скопления атомов легирующих элементов, которые получили название *зон Гинье – Престона (зон ГП)*. Эти зоны имеют ту же кристаллическую решётку, что и матрица. Но так как размеры атомов основного и легирующих элементов различны, то у зон ГП происходит смещение атомных слоев и возникают искажения решетки. Зоны — полностью когерентные образования, между зоной и матрицей нет чёткой границы. Для зон ГП характерна высокая плотность выделений и равномерное их распределение по объёму твёрдого раствора

В качестве примера рассмотрим стареющие сплавы системы Al–Cu, в которых выделяется стабильная фаза CuAl_2 (θ -фаза). В этих сплавах образование зон ГП происходит непосредственно после закалки или даже во время закалочного охлаждения. Зоны ГП в сплавах Al–Cu обогащены атомами меди. Они имеют дискообразную форму, их толщина не превышает 0,5...1,0 нм, а диаметр — 10...50 нм (рис. 66).

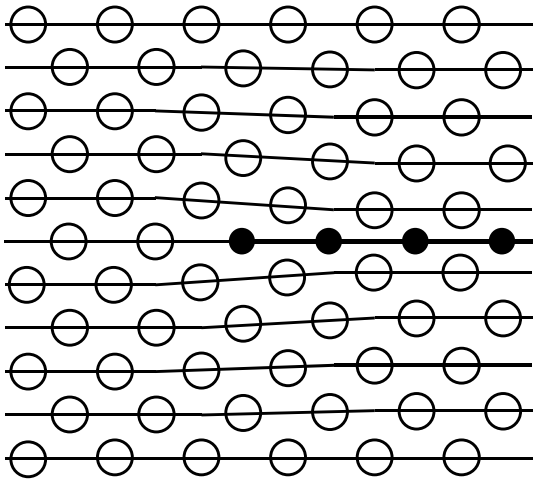


Рис. 66. Модель строения твёрдого раствора Al–Cu с зонами ГП (● — атомы меди)

Зоны ГП можно рассматривать как предвыделения. После их образования происходит выделение фаз. Но очень часто стабильная фаза выделяется не сразу, а её возникновению предшествует образование одной или нескольких метастабильных фаз. Так, при старении сплавов Al–Cu, кроме стабильной фазы θ (CuAl_2), выделяются две промежуточные фазы θ' и θ'' .

Структура метастабильных фаз является промежуточной между матричным раствором и стабильной фазой, в связи с чем межфазная энергия на границе матрица–метастабильная фаза меньше, чем на границе матрица–стабильная фаза. Решётка метастабильных фаз может быть частично или полностью когерентной с решёткой матрицы. При образовании стабильной фазы когерентность решёток на межфазной границе полностью нарушается.

При старении может происходить прямое превращение менее стабильного выделения в более стабильное. Зарождение более стабильных выделений может также осуществляться независимо от метастабильных. При этом менее стабильные выделения будут растворяться.

На поздних стадиях распада состав твёрдого раствора во время выдержки постепенно становится близким к равновесному при температуре старения; общий объём выделений перестаёт изменяться. Далее с увеличением длительности старения происходит коагуляция выделившихся частиц.

III. Распад пересыщенного твёрдого раствора сопровождается изменением механических свойств сплава. В общем случае с увеличением длительности старения прочностные свойства сначала растут, а затем снижаются. Упрочнение сплава при старении, называемое *дисперсионным твердением*, является следствием того, что образовавшиеся выделения препятствуют движению дислокаций.

Наиболее значительное упрочнение достигается на стадии выделения зон ГП и дисперсных частиц метастабильных фаз. Чем больше зон ГП и частиц метастабильных фаз и меньше расстояние между ними, тем сильнее торможение дислокаций и выше эффект упрочнения при старении.

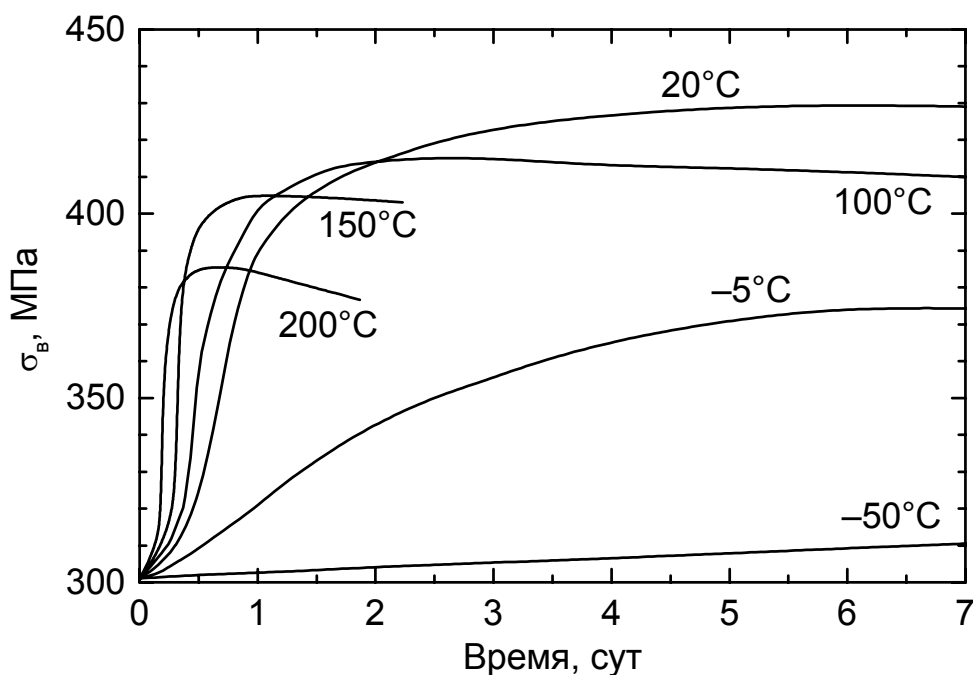


Рис. 67. Зависимость предела прочности от температуры и длительности старения сплава Al–Cu–Mg (Д1)

Наблюдаемое вслед за упрочнением понижение прочностных свойств во время старения называется *перестариванием*. Во-первых, перестаривание происходит в результате коагуляции частиц метастабильных фаз. Во-вторых, метастабильная фаза постепенно заменяется стабильной, частицы которой обычно имеют бóльшие размеры.

Влияние режима старения на прочность сплава системы Al–Cu–Mg иллюстрирует рис. 67. Изменение его предела прочности после закалки наблюдается уже во время выдержки при комнатной температуре, что связано с развитием зонной стадии распада пересыщенного твёрдого раствора. Старение наиболее интенсивно протекает в первые сутки после закалки и почти заканчивается в течении 4...5 суток. Далее прочность остаётся практически неизменной.

Во время старения при 100°C и выше наряду с упрочнением сплава наблюдается также его перестаривание. Чем выше температура старения, тем больше диффузионная подвижность атомов, быстрее проходят все стадии распада твёрдого раствора, быстрее идет упрочнение и раньше наступает перестаривание.

Стареющие сплавы в закалённом состоянии обычно характеризуются высокой пластичностью. Увеличению прочности при старении соответствует падение пластичности. При перестаривании пластичность, как правило, повышается, но чаще всего не достигает исходного уровня. Изменение ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению при старении очень часто аналогично изменению пластичности.

ГЛАВА III. КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Конструкционными называются материалы, предназначенные для изготовления деталей машин, приборов, инженерных конструкций, подвергающихся механическим нагрузкам. К этой группе относятся не только стали и чугуны, но и цветные сплавы.

К *инструментальным* относятся стали и сплавы, применяемые для изготовления инструментов, обрабатывающих материалы резанием или давлением.

9. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

К конструкционным сталям предъявляются следующие требования. Они должны выдерживать большие нагрузки, то есть обладать высоким сопротивлением пластической деформации. Поскольку в большинстве случаев деформация детали недопустима, то из прочностных характеристик наиболее важным является предел текучести. Чем больше его величина, тем большие напряжения допустимы в детали. Наряду с высокой прочностью конструкционные стали должны иметь достаточную пластичность, ударную вязкость, высокое сопротивление хрупкому разрушению. Металл деталей, испытывающих знакопеременные нагрузки, должен обладать высоким сопротивлением усталости, а трущихся деталей — высокой износостойкостью.

Конструкционные стали должны иметь хорошие технологические свойства: легко обрабатываться резанием и давлением, хорошо свариваться, обладать достаточной прокаливаемостью, малой склонностью к короблению и образованию трещин при термической обработке.

По составу конструкционные стали подразделяют на углеродистые и легированные. По назначению их делят на строительные, машиностроительные и стали с особыми свойствами (коррозионностойкие, жаростойкие, жаропрочные).

9.1. КОНСТРУКЦИОННЫЕ УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ

Углеродистые стали чаще всего находят применение для изготовления деталей неотчетливого назначения. Они делятся на два класса: *стали обыкновенного качества* и *качественные стали*. Стали обыкновенного качества наиболее дешевы. В процессе выплавки они меньше очищаются от вредных примесей и содержат больше серы (до 0,050%) и фосфора (до 0,040%). Стали этой группы обычно используют без дополнительной термообработки.

К качественным сталям предъявляют более высокие требования относительно химического состава и неметаллических включений. В этих сталях сужены пределы по содержанию углерода, в них меньше содержание серы и фосфора (до 0,035%). Малоуглеродистые качественные стали 15, 20, 25 применяют без термической обработки или в нормализованном состоянии для изготовления малона-

груженных деталей. Их используют также для цементуемых изделий. Среднеуглеродистые стали 30, 35, 40 и др. применяют для изготовления самых разнообразных деталей и подвергают нормализации, улучшению либо поверхностной закалке. Прокаливаемость этих сталей невелика. При охлаждении в воде полная прокаливаемость наблюдается лишь в изделиях толщиной не более 12 мм. Высокоуглеродистые стали 60, 65, 70 после нормализации, закалки и отпуска, поверхностной закалки обладают высокой прочностью и износостойкостью. Их используют для изготовления деталей, работающих в условиях трения, и пружин.

9.2. КОНСТРУКЦИОННЫЕ ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Основными легирующими элементами конструкционных сталей являются хром, никель, кремний и марганец. Наряду с этими элементами в сталь дополнительно могут вводить молибден, вольфрам, ванадий, титан и бор. Легирование стали может иметь многоцелевое назначение. Часто один и тот же элемент влияет на несколько факторов, через них определяя механические свойства стали.

Кратко рассмотрим основные задачи легирования.

1. Одно из основных назначений легирования — обеспечение необходимой прокаливаемости. Для её достижения широко используют Mn, Ni, Cr и Mo. Особенно эффективно повышает прокаливаемость комплексное легирование Cr+Ni, Cr+Mn, Cr+Ni+Mo. Сквозная прокаливаемость в больших сечениях позволяет получить для крупных изделий при закалке и отпуске высокие и однородные по их объёму механические свойства.

Легированные стали используют также для изготовления изделий небольших сечений. Уменьшение критической скорости закалки при легировании позволяет проводить закалку в менее резких охладителях, что снижает уровень закалочных напряжений, а следовательно, уменьшает коробление изделий и вероятность образования трещин.

2. Легирование применяют для измельчения зерна. Как было показано выше, мелкое зерно аустенита благоприятно влияет на формирование механических свойств при термической обработке. Наиболее эффективно тормозят рост аустенитного зерна при нагреве небольшие добавки ванадия, титана и ниобия (до 0,10...0,15%), образующие труднорастворимые карбиды. По этой причине легирование такими элементами позволяет во многих случаях снизить порог хладноломкости.

3. Легирование карбидообразующими элементами и кремнием затрудняет при отпуске закалённых на мартенсит сталей распад мартенсита, коагуляцию карбидных частиц, способствует сохранению повышенной плотности дислокаций до более высоких температур отпуска. Всё это задерживает разупрочнение при отпуске и позволяет получить более высокий уровень прочностных характеристик после улучшения.

4. Существенным недостатком легированных сталей является их склонность к обратимой отпускной хрупкости. Для ослабления развития этого вида охрупчивания стали обычно легируют молибденом в количестве 0,2...0,4%.

5. Легирующие элементы влияют не только на фазовые и структурные превращения, но и на свойства основной структурной составляющей сталей — феррита. Растворяясь в феррите, они его упрочняют. Наиболее существенно повышают прочностные характеристики феррита кремний, марганец и никель. Упрочняя феррит, легирующие элементы снижают ударную вязкость и повышают порог хладноломкости (особенно при концентрациях более 1%). Исключение составляет никель. Он оказывает особо ценное влияние на сталь: одновременно с увеличением прокаливаемости никель повышает вязкость стали и снижает порог хладноломкости.

Рассмотрим основные группы легированных конструкционных сталей.

9.3. УЛУЧШАЕМЫЕ ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Эти стали содержат 0,3...0,5%С и подвергаются закалке на мартенсит и высокому отпуску. Такая обработка, при которой формируется структура сорбита отпуска, позволяет получить наилучшее сочетание прочности, пластичности, вязкости и сопротивления хрупкому разрушению. Легирование таких сталей должно обеспечить нужную прокаливаемость и требуемый комплекс механических свойств после отпуска.

I. Для изготовления небольших деталей используют стали, содержащие 0,7...1,0%Cr (30X, 40X, 50X и др.) Хромистые стали характеризуются небольшой прокаливаемостью, хотя и несколько большей, чем у углеродистых сталей. Введение в хромистую сталь 0,1...0,2%V (40XФА) способствует измельчению зерна аустенита и приводит к повышению механических свойств, главным образом, ударной вязкости.

II. Совместное легирование хромом (0,9...1,0%) и марганцем (0,9...1,2%) позволяет получить стали повышенной прокаливаемости (30ХГ). Для хромокремнемарганцевых сталей (хромансильей), содержащих 0,9...1,2%Si, характерна повышенная прочность и умеренная вязкость (20ХГС, 30ХГС). Эти стали, как и перечисленные выше, склонны к обратимой отпускной хрупкости, для предотвращения развития которой необходимо быстрое охлаждение от температуры высокого отпуска.

III. Хромоникелевые стали 30ХН, 40ХН, 50ХН имеют примерно такую же прокаливаемость, как и хромомарганцевые стали, но, благодаря присутствию никеля, отличаются большей вязкостью и более низким порогом хладноломкости. С увеличением содержания никеля (до 3...4%) повышается прокаливаемость и снижается порог хладноломкости. Чтобы ослабить склонность хромоникелевых сталей к обратимой отпускной хрупкости в них вводят 0,2...0,4%Mo (40ХНМА, 30ХН2МА). Измельчение аустенитного зерна достигается путём небольшой добавки ванадия. Сталь марки 38ХН3МФА относится к группе улучшаемых сталей с наибольшей прокаливаемостью. Из неё изготавливают наиболее ответственные тяжело нагруженные детали большого сечения.

9.4. ЦЕМЕНТУЕМЫЕ СТАЛИ

Цементации подвергают в основном стали, содержащие 0,10...0,25%С. Закалка с последующим низким отпуском позволяет получить в поверхностном цементованном слое твёрдость 58...62 HRC. В деталях из углеродистых сталей ввиду их низкой прокаливаемости при проведении термической обработки сердцевина практически не упрочняется. В тех случаях, когда сердцевина деталей должна иметь повышенную прочность, используют легированные стали. Их можно разделить на две группы: низколегированные стали, при термической обработке которых сердцевина изделия упрочняется слабо, и относительно высоколегированные стали, применение которых позволяет достигнуть значительного упрочнения сердцевины деталей.

I. К первой группе относятся хромистые стали 15Х, 20Х. При закалке в масле после цементации в сердцевине деталей, изготовленных из этих сталей, образуется бейнит, что способствует повышению прочностных характеристик.

II. Стали второй группы используют для изготовления деталей ответственного назначения, испытывающих при эксплуатации большие динамические нагрузки. К этим сталям относятся хромоникелевые стали 12ХН3А, 12Х2Н4А и др. Они имеют не только большую прокаливаемость, но и повышенную вязкость цементованного слоя и сердцевины и низкий порог хладноломкости. Эти стали малочувствительны к перегреву при цементации. В хромоникелевые стали для повышения прокаливаемости дополнительно вводят вольфрам или молибден. Такие стали, как 18Х2Н4ВА и 18Х2Н4МА, можно закалывать в крупных сечениях даже на воздухе. При этом в сердцевине деталей образуются структуры нижнего бейнита или малоуглеродистого мартенсита, обладающие высокой вязкостью.

III. Вместо дорогих хромоникелевых сталей, содержащих остродефицитный никель, используют стали типа 18ХГТ. Эти стали имеют меньшую вязкость, чем хромоникелевые. Они содержат небольшое количество титана (0,03...0,05%), который обеспечивает образование карбида титана, тормозящего рост аустенитного зерна при температурах цементации. Это позволяет упростить термическую обработку цементованных изделий.

Для цементации также используют стали, содержащие бор в количестве 0,001...0,005% (20ХГР, 20ХГНР). Этот элемент эффективно увеличивает устойчивость переохлаждённого аустенита при диффузионном превращении и повышает прокаливаемость стали. Такой эффект связывают с тем, что, находясь преимущественно на границах аустенитного зерна, бор тормозит образование зародышей феррита.

9.5. ПОДШИПНИКОВЫЕ СТАЛИ

Стали, предназначенные для изготовления деталей подшипников, должны обладать высокой твёрдостью, износостойкостью и сопротивлением контактной усталости. Этим требованиям удовлетворяют высокоуглеродистые заэвтектоидные

стали, легированные хромом, который обеспечивает повышение прокаливаемости. Наиболее широкое применение получила сталь ШХ15, содержащая 0,95...1,05%С и 1,3...1,65%Cr. Её подвергают сфероидизирующему отжигу, при котором формируется структура зернистого перлита. Окончательная термическая обработка заключается в закалке от 830...860°С в масле и отпуске при 150...200 °С, после чего твёрдость должна быть на уровне 60...64 HRC.

При производстве крупных подшипников используют стали повышенной прокаливаемости, дополнительно легированные марганцем и кремнием (ШХ15СГ, ШХ20СГ). При отпуске кремний обеспечивает более высокие значения твёрдости вследствие замедления распада мартенсита.

К подшипниковым сталям предъявляются высокие требования по неметаллическим включениям. Если частица включения попадает в поверхностный рабочий слой подшипника, то она становится концентратором напряжения, что вызовет преждевременное усталостное разрушение.

9.6. ПРУЖИННЫЕ СТАЛИ

Стали, применяемые для рессор и пружин, должны иметь высокие пределы упругости и пределы выносливости при достаточной пластичности и вязкости. Такой комплекс свойств обеспечивают стали с 0,5...0,7%С со структурой троостита отпуска, для чего их подвергают закалке на мартенсит и последующему среднему отпуску при 400...480°С. Благоприятное влияние на сопротивление малым пластическим деформациям оказывает измельчение зерна.

Наиболее часто для изготовления пружинных элементов используют стали с кремнием 50С2, 60С2А, 70С3А и др. Кремний задерживает распад мартенсита при отпуске и упрочняет феррит, что обеспечивает после термической обработки высокий уровень пределов упругости и текучести. Недостатком кремнистых сталей является их высокая склонность к обезуглероживанию.

Для высоконагруженных крупных пружин и рессор используют сложнолегированные стали 60С2ХА, 60С2ХФА и др. Легирование хромом и ванадием обеспечивает повышенную прокаливаемость и затрудняет рост зерна при нагреве. В качестве пружинных материалов используют также стали 50ХГА, 50ХФА, которые по технологическим свойствам превосходят кремнистые стали.

Для повышения срока службы рессор используют поверхностный наклёп (дробеструйную обработку). В поверхностном наклёпанном слое создаются напряжения сжатия, что увеличивает сопротивление усталости.

9.7. СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ РЕЗАНИЕМ

I. Обрабатываемость резанием является важнейшим технологическим свойством стали. Один из основных критериев обрабатываемости резанием — стойкость инструмента при заданной скорости резания или допустимая скорость резания при заданной стойкости.

Обрабатываемость резанием зависит от многих факторов, в том числе от химического состава стали, количества и вида неметаллических включений и др.

Существует группа *сталей повышенной обрабатываемости резанием*, или *автоматных сталей*, использование которых позволяет производить обработку резанием с большими скоростями, снизить расход инструмента и улучшить чистоту обработанной поверхности. К таким сталям относят стали с высоким содержанием серы и фосфора, а также легированные свинцом и кальцием.

II. Автоматные *сернистые стали* содержат 0,08...0,35%S и 0,05...0,15%P (A12, A20 и др.). Сера образует неметаллические включения — сульфиды марганца, которые в горячедеформированных сталях вытягиваются вдоль направления прокатки и, способствуя в процессе резания образованию микротрещин, облегчают формирование короткой и ломкой стружки. Кроме того, сульфиды оказывают смазывающее действие, уменьшая трение между инструментом и обрабатываемым изделием. Фосфор, находясь в твёрдом растворе и охрупчивая его, обеспечивает не только образование ломкой стружки, но и получение высокого качества поверхности.

Вместе с тем стали с повышенным содержанием серы и фосфора имеют более низкие механические свойства, чем стали с нормальным содержанием этих элементов. Для свойств таких сталей также характерна сильная анизотропия.

III. *Свинцоводержащие стали* легируют 0,1...0,3%Pb (AC14, AC12XH и др.). Свинец не взаимодействует с железом и присутствует в стали в виде мелких частиц. Во время резания частицы свинца плавятся и, образуя жидкую плёнку в месте контакта стружки с резцом, оказывают смазывающее действие. Кроме того, эти частицы, подобно сульфидам, способствуют диспергированию стружки. Последнее связывают в основном с тем, что жидкий свинец адсорбируется поверхностью изделия и вызывает так называемое жидкометаллическое охрупчивание (эффект Ребиндера).

IV. В *кальцийсодержащие стали* вводят 0,002...0,008%Ca (AЦ20, AЦ45X и др.). Кальций уменьшает износ инструмента за счёт того, что входит в состав присутствующих в стали твёрдых оксидных включений (Al_2O_3 , SiO_2), которые вызывают износ инструмента, и делает их более пластичными.

Легирование свинцом и кальцием оказывает на свойства сталей меньшее отрицательное влияние, чем повышение содержания серы и фосфора.

9.8. КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ СТАЛИ

I. *Коррозионностойкими (нержавеющими)* называют стали, которые способны сопротивляться коррозионному воздействию агрессивной среды.

В соответствии с характером взаимодействия металлов с внешней средой различают два типа коррозии: химическую и электрохимическую. Коррозионностойкие стали эксплуатируют преимущественно в условиях электрохимической коррозии. Она развивается в результате возникновения множества короткозамкнутых гальванических элементов, образующихся вследствие неоднородности металлического материала и внешней среды. Участки с пониженным электрохимическим

потенциалом в таких элементах являются анодами и поэтому растворяются. По характеру разрушения различают следующие виды коррозии: равномерную, питтинговую, межкристаллитную и др. Наиболее опасной является межкристаллитная коррозия, распространяющаяся по границам зёрен от поверхности вглубь металла, в результате чего резко снижаются механические свойства.

Основной легирующий элемент коррозионностойких сталей — хром. При его содержании свыше 12% возникает высокая устойчивость против коррозии. В зависимости от легирования коррозионностойкие стали подразделяются на хромистые и хромоникелевые.

II. *Хромистые стали.* Из этой группы сталей наиболее широко применяются стали, содержащие 12...14%Cr и 0,1...0,4%C (12X13, 20X13, 30X13, 40X13). Они имеют удовлетворительную стойкость против коррозии в атмосферных условиях, в слабых растворах кислот, солей и других слабоагрессивных средах при комнатной температуре. Стали с 13%Cr используются для изготовления изделий, работающих на износ, в качестве упругих элементов, режущего и мерительного инструмента. Детали из этих сталей работают под напряжением до 450°C.

Легирование хромом значительно повышает критические точки A_1 и A_3 и смещает эвтектоидную точку S в системе Fe–C в сторону меньших концентраций углерода. Стали 12X13, 20X13 и 30X13 являются доэвтектоидными, а 40X13 — заэвтектоидной.

Для получения нужного комплекса свойств хромистые стали подвергают закалке и отпуску. При проведении закалки стали нагревают до 1000...1050°C. Такой высокий нагрев необходим для более полного растворения карбидов хрома. Стали 20X13, 30X13 и 40X13 испытывают полное $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращение и после закалки имеют мартенситную структуру. В стали 12X13 происходит неполное $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращение, и её структура после закалки будет состоять из феррита и мартенсита. Хромистые стали имеют низкую критическую скорость закалки. Это позволяет закалывать детали небольших размеров на воздухе. Изделия крупного сечения обычно подвергают закалке в масле.

Отпуск закалённых сталей при температурах ниже 400°C, уменьшая внутренние напряжения, не приводит к значительному распаду мартенсита и не оказывает отрицательного влияния на коррозионную стойкость. Интенсивный распад мартенсита, сопровождающийся выделением карбидов $Cr_{23}C_6$, происходит при более высоких температурах отпуска. В этом случае вследствие образования гетерогенной структуры и обеднения твёрдого раствора хромом коррозионная стойкость снижается. Наименьшую коррозионную стойкость стали имеют после отпуска при 550...600°C. Дальнейшее повышение температуры отпуска несколько увеличивает коррозионную стойкость благодаря коагуляции карбидов, однако она не достигает исходного уровня закалённого состояния. Хромистые стали чувствительны к обратимой отпускной хрупкости. Чаще всего после закалки их подвергают либо низкому (200...250°C), либо высокому (600...750°C) отпуску.

III. *Хромоникелевые стали.* Основную группу этих сталей составляют стали типа 18–10, содержащие около 18% хрома и 10% никеля (12X18H9, 10X18H10T,

12X18H10T и др.). Легирование никелем — элементом, расширяющим γ -область, приводит к тому, что стали 18–10 становятся аустенитными.

Хромоникелевые аустенитные стали имеют высокую пластичность, хорошо штампуются и свариваются и по сравнению с хромистыми сталями могут работать в более агрессивных средах. Кроме того, эти стали немагнитны. Они широко используются в качестве конструкционного коррозионностойкого материала в различных отраслях машиностроения.

При нагреве до 550...850°C, например во время сварки, из аустенита по границам зёрен выделяются карбиды хрома. Приграничные зоны зёрен обедняются хромом до концентраций, меньших 12%. Это приводит к интенсивному коррозионному разрушению по границам зёрен (межкристаллитной коррозии). Для предотвращения межкристаллитной коррозии выплавляют стали с низким содержанием углерода (03X18H12). Другой путь — введение в сталь титана, являющегося сильным карбидообразующим элементом (10X18H10T и др.). Титан связывает углерод в карбиды титана.

Термическая обработка хромоникелевых сталей чаще всего заключается в закалке. Нагрев под закалку осуществляют до 1000...1100°C, охлаждение при закалке обычно проводят в воде. Для хромоникелевых сталей, не стабилизированных титаном, такая обработка позволяет получить гомогенный аустенит. В сталях с титаном нагрев до указанных температур не приводит к значительному растворению карбидов титана. После закалки такие стали имеют аустенитную структуру с небольшим количеством карбидов TiC.

9.9. ЖАРОСТОЙКИЕ СТАЛИ

I. Под *жаростойкими (окалиностойкими)* понимают стали, устойчивые при высоких температурах к газовой коррозии. Их применяют для изготовления изделий, работающих при температурах выше 550°C в ненагруженном и малонагруженном состоянии (например, деталей печного оборудования).

Легирование жаростойких сталей должно обеспечить во время окисления образование плотных и прочных плёнок оксидов с низкой диффузионной проницаемостью. Основными легирующими элементами сталей данной группы являются хром, кремний и алюминий. Хром и алюминий повышают жаростойкость благодаря образованию оксидов Cr_2O_3 , Al_2O_3 и двойных оксидов типа шпинелей $FeO \cdot Cr_2O_3$, $FeO \cdot Al_2O_3$. Добавка кремния повышает жаростойкость стали благодаря образованию защитного слоя силикатов $2FeO \cdot SiO_2$.

II. В качестве жаростойких материалов используют высокохромистые стали, содержащие 17...28%Cr и имеющие ферритную структуру (08X17T, 15X25T, 15X28, 05X25Ю5). С увеличением содержания хрома жаростойкость стали возрастает. Если сталь 12X17 используется как жаростойкая до 850°C, то сталь 15X28 работает до 1100°C. Содержание Al и Si ограничивается несколькими процентами, так как эти элементы охрупчивают сталь и ухудшают её технологические свойства при обработке давлением.

В процессе длительной эксплуатации при высоких температурах зерно феррита растёт, что сопровождается резким охрупчиванием. Чтобы предотвратить чрезмерный рост зерна феррита, стали легируют титаном, образующим трудно-растворимые карбиды. Другим недостатком хромистых сталей является их сильное охрупчивание в интервале температур 600...800°C, обусловленное выделением σ -фазы FeCr и при 400...500°C — вследствие развития так называемой «475-градусной хрупкости».

III. В промышленности используются также жаростойкие хромоникелевые стали с аустенитной структурой (20X23N18, 20X25N20C2). Эти стали не имеют больших преимуществ по жаростойкости перед высокохромистыми ферритными сталями. Но они отличаются от ферритных большей прочностью, лучшей свариваемостью и меньшей склонностью к охрупчиванию во время эксплуатации при повышенных температурах. Эти стали не только жаростойки, но и жаропрочны. Максимальная температура применения хромоникелевых сталей 1000...1050°C. Их подвергают термической обработке, заключающейся в закалке от 1100...1150°C в воде, масле или на воздухе.

9.10. ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ

I. Под *жаропрочностью* понимают способность металлов сопротивляться деформации и разрушению при длительном воздействии нагрузок при повышенных температурах.

Повышение температуры приводит не только к снижению прочностных характеристик — пределов текучести и прочности. При повышенных температурах возникает также явление, называемое *ползучестью*, под которой понимают медленное нарастание пластической деформации при постоянно действующих напряжениях, меньших предела текучести. Различают дислокационную и диффузионную ползучесть. Дислокационная связана с движением дислокаций. При диффузионной ползучести деформация происходит в результате ориентированного диффузионного перемещения атомов под действием приложенных напряжений.

II. Рассмотрим основные факторы, влияющие на жаропрочность металлических материалов. Определяющую роль в сопротивлении ползучести играют межатомные силы связи в кристаллической решётке металлов и сплавов. От них зависит температура плавления, температура рекристаллизации, параметры диффузии и самодиффузии. В первом приближении можно считать, что, чем выше температура плавления металла, тем больше силы межатомных связей и выше температурный порог применения этого металла. Чем в большей мере затруднены диффузионные процессы, чем выше температура рекристаллизации, тем больше сопротивление ползучести. В сталях прочность межатомных связей наиболее значительно повышают молибден, вольфрам и ниобий, имеющие более высокую температуру плавления, чем железо.

На жаропрочность большое влияние оказывает характер структуры. Гетерогенные структуры по сравнению с гомогенными твёрдыми растворами обладают

более высокой жаропрочностью. Легирование сплавов должно обеспечить образование упрочняющих фаз (карбидов или интерметаллидов), выделяющихся при термической обработке в теле и на границах зёрен. Чем мельче частицы упрочняющих фаз и чем меньше расстояние между ними, тем выше сопротивление ползучести.

Важным фактором является стабильность структуры в процессе длительного нагружения. Развитие процессов коагуляции упрочняющих фаз приводит к ускорению ползучести.

На поведение металлов при повышенных температурах существенное влияние оказывают границы зёрен. В процессе ползучести наряду с внутризёрненной деформацией значительное развитие получает проскальзывание по границам зёрен (зернограничная ползучесть). Кроме того, с границами зёрен, как правило, связано развитие начальных стадий разрушения при ползучести. На границах зарождаются поры или микротрещины, которые растут, объединяются, образуя макротрещины. Развитие последних приводит к разрушению изделия. Поэтому при повышенных температурах сопротивление ползучести и длительная прочность выше у сплавов с крупным зерном. Особенно высокую жаропрочность имеют монокристаллы, где границы зёрен вообще отсутствуют.

Отметим также, что жаропрочные материалы должны обладать высокой жаростойкостью.

III. Выбор материала определяется температурой работы изделий. До 450°C пригодны обычные углеродистые стали. Они применяются в виде листа, труб, прутков. Часто детали из углеродистых сталей подвергаются сварке. По этой причине содержание углерода, ухудшающего свариваемость, не должно превышать 0,25%.

IV. Для работы при температурах 450...600°C используют низкоуглеродистые легированные стали с ферритной основой. Они получили название *теплоустойчивых* сталей. Эти стали применяют в основном в теплоэнергетике. Они предназначены для длительных сроков работы (10...20 лет) и поэтому должны иметь стабильную структуру. Данную группу в основном составляют стали с 0,12...0,15% углерода, легированные хромом, молибденом и ванадием в количествах, не превышающих 1%. Молибден повышает силы связи атомов в решётке железа, увеличивая тем самым сопротивление ползучести. Присутствие в стали хрома обеспечивает увеличение её сопротивления окислению. Все легирующие элементы образуют специальные карбиды, вызывающие дисперсионное твердение. Наибольший вклад в упрочнение вносит ванадий, который образует дисперсные и стойкие против коагуляции карбиды VC.

Для изготовления труб паронагревателей и трубопроводов высокого давления, работающих при температурах до 585°C, используют стали 12X1MФ и 15X1M1Ф. Их подвергают нормализации с нагревом на 950...1050°C. При такой обработке в зависимости от толщины изделий формируется феррито-перлитная или феррито-бейнитная структура. После нормализации осуществляют дополнительный нагрев при 650...750°C, в процессе которого происходит выделение специальных карби-

дов. Температура этого нагрева должна существенно превышать рабочую температуру, чтобы обеспечить стабильность структуры во время эксплуатации.

Если детали работают при повышенных напряжениях, то ввиду малой прочности стали типа 12X1МФ оказываются непригодными. В этом случае применяют более легированные стали типа 15X11МФ, которые подвергают закалке на мартенсит и высокому отпуску.

V. Для работы при температурах 600...750°C используют аустенитные стали. Имея ГЦК решётку, они характеризуются бóльшей жаропрочностью, чем стали на базе α -железа с ОЦК решёткой. Одна из основных причин такого эффекта — меньшая диффузионная подвижность атомов в аустените, чем в феррите.

Основными легирующими элементами в аустенитных сталях являются хром и никель. Стали содержат не менее 12% хрома, что обеспечивает значительное упрочнение твёрдого раствора и высокое сопротивление окислению. Чтобы получить стабильную аустенитную структуру, в стали добавляют 10...12% и более никеля. Дополнительно стали легируют Mo, W, V, Ti, Nb и другими элементами. Создание многокомпонентного высоколегированного аустенита обеспечивает высокие жаропрочные свойства. Кроме того, введение карбидообразующих элементов обеспечивает образование дисперсных упрочняющих фаз, присутствие которых также повышает жаропрочность.

Аустенитные стали можно разделить на три группы

- гомогенные аустенитные стали;
- аустенитные стали с карбидным упрочнением;
- аустенитные стали с интерметаллидным упрочнением.

VI. К первой группе относятся низкоуглеродистые хромоникелевые стали, жаропрочность которых в основном обеспечивается растворёнными в аустените элементами. При температурах до 650°C в теплоэнергетике используют стали 12X18Н10Т и 10X18Н12Т. Напомним, что добавки титана в этих сталях связывают углерод в труднорастворимые карбиды TiC, что препятствует выделению карбидов хрома $Me_{23}C_6$ и предотвращает развитие межкристаллитной коррозии. Стали типа 12X18Н10Т не упрочняются при термической обработке. Их подвергают закалке от 1050...1100°C с целью получения гомогенного аустенита.

VII. *Аустенитные стали с карбидным упрочнением* предназначены для работы при 650...750°C. Из них изготавливают детали энергомашиностроения: диски и лопатки турбин, крепёжные детали и т.д. Стали содержат 0,3...0,5% углерода и комплексно легированы Cr, Ni, Mo, W, V и Nb (45X14Н14В2М, 37X12Н8Г8МФБ). В ряде сталей дефицитный никель частично заменяют другим элементом, расширяющим γ -область — марганцем.

Повышенное содержание углерода и карбидообразующих легирующих элементов обеспечивает образование большого количества специальных карбидов, что приводит к сильному дисперсионному твердению сталей. Основными упрочняющими карбидными фазами являются карбиды ванадия (VC) и хрома ($Me_{23}C_6$ и Me_7C_3). Наиболее существенно упрочняют сталь карбиды ванадия, выделяющиеся из аустенита в высокодисперсном состоянии.

Термическая обработка аустенитных сталей состоит в нагреве до температур 1150...1200°C, закалке в воде или на воздухе и последующем старении при 650...800°C. Высокая температура нагрева под закалку необходима для более полного растворения карбидов.

VIII. *Аустенитные стали с интерметаллидным упрочнением* эффективно работают при температурах до 750°C. Содержание углерода в этих сталях ограничивается 0,1%. Стали содержат Cr, Ni, Mo, V, Nb, Ti и Al, что обеспечивает образование высоколегированного аустенита и дисперсионное твердение за счёт выделения интерметаллидных фаз Ni₃(Ti,Al), Ni₃Ti, Fe₂Mo, Fe₂W. При повышенных температуры эти фазы, в отличие от карбидов, медленнее коагулируют и дольше сохраняются в высокодисперсном состоянии. Соответственно, стали с интерметаллидным упрочнением медленнее разупрочняются во время эксплуатации и имеют более высокое сопротивление ползучести.

В качестве примера укажем сталь 10X11H20T3P, применяемую для изготовления деталей газотурбинных двигателей. Она подвергается закалке от 1100...1150°C на воздухе или в масле и старению при 700...750°C. Во время старения из аустенита этой стали выделяется фаза Ni₃Ti.

10. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

По назначению эти материалы делятся на стали и сплавы для режущего инструмента, штамповые стали для холодного деформирования и штамповые стали для горячего деформирования.

10.1. СТАЛИ И СПЛАВЫ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

I. В процессе эксплуатации режущий инструмент подвергается истиранию, испытывает высокие контактные давления и повышенные напряжения, чаще всего кручения и изгиба. Работе инструмента могут сопутствовать ударные нагрузки. В связи с этим сталь для режущего инструмента должна обладать высокой твёрдостью, износостойкостью, прочностью и достаточной вязкостью.

Процесс резания сопровождается разогревом рабочей кромки инструмента. При высоких скоростях резания он может достигать нескольких сот градусов. Поэтому одной из важнейших характеристик инструментальных сталей является *теплостойкость*, под которой понимают способность материала сохранять высокую твёрдость в течение длительного времени при повышенных температурах.

Для изготовления режущего инструмента используются углеродистые и легированные стали, а также твёрдые сплавы.

II. Углеродистые и ряд легированных сталей образуют группу материалов с низкой теплостойкостью: у них высокая твёрдость сохраняется до температур нагрева 200...250°C.

Углеродистые стали У7, У8, ..., У12 из-за низкой устойчивости переохлаждённого аустенита характеризуются небольшой прокаливаемостью. В отожжённом

ном состоянии углеродистые стали имеют структуру зернистого перлита (см. раздел 7.5). Окончательная термическая обработка заключается в закалке в воде и низком отпуске при 150...200°C. Такая обработка позволяет получить на рабочих кромках инструмента твёрдость 62...64 HRC.

Углеродистые стали применяют для изготовления инструмента небольшого размера сечением до 20...25 мм. Полная прокаливаемость достигается в инструменте сечением не более 10...12 мм. Если инструмент имеет большее сечение, то при закалке в воде его сердцевина остается незакалённой. Твёрдость термически обработанной углеродистой стали начинает резко падать при нагреве выше 200°C, и стойкость инструмента снижается. Поэтому из углеродистых сталей изготавливают инструмент (метчики, развертки, фрезы и т.д.) для резания с небольшими скоростями материала с низкой твёрдостью.

К рассматриваемой группе относятся также заэвтектоидные легированные стали 9ХФ, 9ХС, ХВГ, ХВСГ и другие. Они подвергаются закалке и низкому отпуску. Эти стали так же, как и углеродистые, не имеют большой теплостойкости и применяются для инструмента, который в процессе эксплуатации подвергается нагреву до 200...250°C. Но легированные стали обладают большей прокаливаемостью, чем углеродистые. Высокая устойчивость переохлаждённого аустенита позволяет при их закалке осуществлять охлаждение в масле или применять ступенчатую закалку, что уменьшает коробление инструмента. Поэтому из легированных сталей изготавливают инструменты больших размеров и сложной формы. Так, например, сталь 9ХС используется для инструмента сечением до 35 мм, а сталь ХВСГ — до 100 мм.

III. Высокой теплостойкостью обладают так называемые *быстрорежущие* высоколегированные стали (P18, P9, P6M5 и другие). Они сохраняют высокую твёрдость при нагреве до 600...640°C. Их применяют для изготовления инструмента, работающего при высоких скоростях резания. Быстрорежущие стали содержат от 0,7 до 1,1% углерода и легированы вольфрамом, молибденом, ванадием и хромом. Эти легирующие элементы образуют следующие карбиды: вольфрам и молибден Fe_3W_3C и Fe_3Mo_3C (Me_6C), ванадий VC (MeC) и хром $(Cr,Fe)_{23}C_6$ ($Me_{23}C_6$).

Вольфрам, молибден и ванадий являются основными легирующими элементами, обеспечивающими теплостойкость сталей. Находясь в мартенсите, они затрудняют его распад при нагреве. В зависимости от марки стали содержание вольфрама колеблется от 6 до 18%; содержание молибдена обычно не превышает 5%. Образую дисперсные твёрдые карбиды, ванадий обеспечивает при отпуске дополнительное повышение твёрдости (дисперсионное твердение). Карбиды ванадия, не растворившиеся при аустенитизации, увеличивают износостойкость стали. Чем больше содержание в стали ванадия, а оно может изменяться от 1 до 3 %, тем выше износостойкость. Введение хрома (до 4%) обеспечивает повышение прокаливаемости быстрорежущей стали.

Рассмотрим термическую обработку наиболее распространённой быстрорежущей стали P6M5. С целью более полного растворения специальных карбидов её нагрев под закалку осуществляют до очень высоких температур 1210...1230°C.

Чтобы защитить инструмент от окисления и обезуглероживания, нагрев чаще всего производят в ваннах с расплавленной солью. Из-за низкой теплопроводности стали нагрев сопровождается возникновением больших перепадов температур по сечению изделия, что приводит к появлению высоких термических напряжений, которые могут вызвать образование трещин. С целью уменьшения термических напряжений при проведении аустенитизации применяют предварительный подогрев инструмента до 500...600°C и 840...860°C. Охлаждение при закалке чаще всего проводят в масле. В результате закалки получается высоколегированный мартенсит. Кроме мартенсита и не растворившихся при аустенитизации карбидов (около 10%), в структуре закалённой стали Р6М5 присутствует большое количество остаточного аустенита (до 20...25%).

После закалки осуществляют отпуск при 540...560°C. При этом происходит частичный распад мартенсита, сопровождающийся выделением дисперсных специальных карбидов, в результате чего наблюдается эффект дисперсионного твердения. В процессе отпуска специальные карбиды выделяются и из остаточного аустенита. Обоеднение остаточного аустенита углеродом и легирующими элементами приводит к повышению его точки M_n выше комнатной температуры. Поэтому при охлаждении после отпуска часть остаточного аустенита превращается в мартенсит. Для того, чтобы добиться практически полного превращения остаточного аустенита в мартенсит, необходим двух-трёхкратный отпуск. Если закалённая сталь Р6М5 имеет твёрдость 60...62 HRC, то в результате многократного отпуска твёрдость повышается до 63...65 HRC.

IV. *Твёрдые сплавы* — это сплавы, изготовленные методом порошковой металлургии из карбидов тугоплавких металлов (WC, TiC, TaC), соединённых кобальтовой связкой. Они сочетают высокую твёрдость (74...76 HRC) и износостойкость с высокой теплостойкостью и применяются для резания с высокими скоростями. Порошки карбидов смешивают с порошком кобальта, прессуют и спекают при 1400...1550°C. При спекании кобальт растворяет часть карбидов и плавится. В структуре твёрдых сплавов присутствует 80...95% карбидных частиц. Увеличение содержания связки вызывает снижение твёрдости, но повышает прочность и вязкость. Твёрдые сплавы производят в виде пластин, которыми оснащают резцы, свёрла и другой режущий инструмент.

Существуют три группы твёрдых сплавов:

1) Вольфрамовые сплавы системы WC–Co. Они маркируются буквами ВК, после которой указывается содержание кобальта в процентах: ВК3, ВК6, ВК8 и т.д. Вольфрамовые сплавы, в отличие от остальных, характеризуются бóльшей прочностью, но более низкой твёрдостью; их теплостойкость достигает 800°C;

2) Титановольфрамовые сплавы системы TiC–WC–Co. Они маркируются буквами Т и К и цифрами, показывающими содержание карбида TiC и кобальта соответственно: Т30К4, Т15К6 и т.д. Сплавы этой группы имеют более высокую теплостойкость, чем чисто вольфрамовые (до 900...1000°C);

3) Титанотанталовольфрамовые сплавы системы TiC–TaC–WC–Co. В их маркировке после букв ТТ указывается суммарное количество карбидов TiC и TaC в

процентах, и буква К, после которой указывается содержание кобальта: ТТ7К12, ТТ8К6 и т.д. Эти сплавы отличаются от остальных наибольшей прочностью и лучшим сопротивлением выкрашиванию.

10.2. ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Стали, предназначенные для инструмента холодной обработки давлением, должны иметь высокую твердость, прочность и износостойкость в сочетании с удовлетворительной вязкостью.

I. Наиболее высокой износостойкостью и глубокой прокаливаемостью обладают высокохромистые высокоуглеродистые стали (X12M, X12Ф1, X12BM, X6BФ и другие). В этих сталях присутствует большое количество специальных карбидов (в основном Cr_7C_3), которые и определяют высокую износостойкость. В то же время из-за высокого количества карбидов высокохромистые стали имеют пониженную вязкость и пригодны только для изготовления инструмента, работающего без значительных динамических нагрузок. Стали подвергают закалке с нагревом до $980...1050^{\circ}C$ и отпуску при $150...200^{\circ}C$, что позволяет получить твердость $61...63 HRC$.

II. Стали 4XB2C, 5XB2C и 6XB2C образуют группу сталей повышенной вязкости. Они используются для изготовления инструмента, испытывающего при эксплуатации ударные нагрузки. Повышение вязкости достигается снижением содержания углерода и за счёт применения после закалки отпуска при более высоких температурах. В зависимости от нужной твердости отпуск осуществляют при $200...250^{\circ}C$ ($53...58 HRC$) и $430...470^{\circ}C$ ($45...50 HRC$).

Для небольших штампов могут применяться углеродистые стали У10, У11, У12. Они подвергаются закалке и низкому отпуску при $150...180^{\circ}C$.

10.3. ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Стали, предназначенные для изготовления штампов горячего деформирования, должны иметь высокую твердость при повышенных температурах, теплостойкость, износостойкость и достаточную вязкость. В процессе работы штампы претерпевают многочисленные нагревы и охлаждения. Объемные изменения при резкой смене температур вызывают появление на рабочей поверхности сетки трещин. В связи с этим штамповые стали для горячего деформирования должны обладать высокой *разгаростойкостью*, под которой понимают способность выдерживать многократные нагревы и охлаждения без образования трещин. Разгаростойкость тем выше, чем меньше температурный коэффициент линейного расширения стали и чем больше её теплопроводность и вязкость.

Для изготовления штампов горячего деформирования используют легированные стали с $0,3...0,5\%$ углерода, подвергаемые закалке и высокому отпуску. Их можно разделить на две группы.

1. Для изготовления крупных молотовых штампов, работающих с ударными нагрузками при относительно невысоком нагреве (до 500°C), используют стали 5ХНМ и 5ХНВ умеренной теплостойкости, но обладающие достаточно высокой прокаливаемостью и повышенной вязкостью. Обработка штампов из указанных сталей заключается в закалке от 900...950°C и отпуске при 500...580°C.

2. Штампы, претерпевающие нагрев до 600...700°C и испытывающие большие нагрузки, изготавливают из сложнолегированных сталей 4Х5МФС, 4Х4ВМФС, 4Х5В2ФС и других. Комплексное легирование молибденом, вольфрамом и ванадием обеспечивает высокую теплостойкость сталей, а образование специальных карбидов Me_6C и MeC — повышение твёрдости при отпуске (дисперсионное твердение). Нагрев сталей при закалке осуществляется до 1000...1150°C для обеспечения более полного растворения карбидной фазы. Отпуск производится при 600...650°C; при этих температурах происходит выделение специальных карбидов.

11. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

11.1. АЛЮМИНИЙ И АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

I. Алюминий имеет ГЦК решётку и не обладает полиморфизмом. Его температура плавления равна 660°C. Для алюминия характерны высокие тепло- и электропроводность. Алюминий — лёгкий металл, его плотность равна 2,7 г/см³. В чистом виде алюминий обладает высокой пластичностью и малой прочностью ($\sigma_b = 40$ МПа). Поверхность алюминия покрыта оксидной плёнкой Al_2O_3 , что обуславливает его высокую коррозионную стойкость.

Чистый алюминий маркируется буквой А; далее идут цифры, указывающие десятые, сотые и тысячные доли процента содержания алюминия. Например, алюминий марки А995 содержит не менее 99,995%Al, а марки А0 — 99,0%Al. Промышленностью выпускается первичный алюминий особой чистоты (А999), высокой чистоты (А995, А99, А95) и технической чистоты (А8, А7, А6, А5, А0). Технически чистый алюминий чаще всего используется в виде листов, проволоки и прутков. Для повышения прочности алюминий подвергают холодной пластической деформации (нагартовке).

II. Алюминиевые сплавы в основном легируются Cu, Mg, Si, Mn, Zn и Li. Многие легирующие элементы образуют с алюминием твёрдые растворы ограниченной переменной растворимости и интерметаллиды. Алюминиевые сплавы подразделяются на *деформируемые* и *литейные*. На диаграмме состояний, приведённой на рис. 68, указаны интервалы концентраций, соответствующие этим группам сплавов. Можно приближённо считать, что границей между деформируемыми и литейными сплавами является максимальная растворимость компонента В в основном металле (точка D на диаграмме).

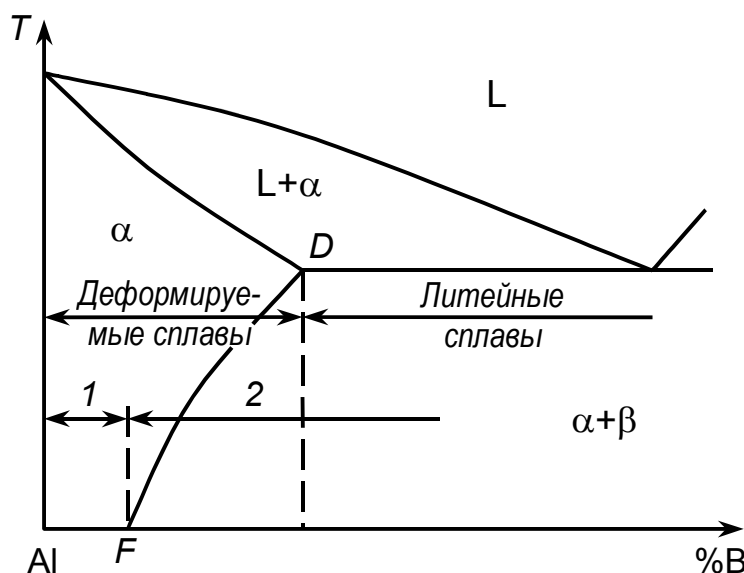


Рис. 68. Области концентраций деформируемых и литейных алюминиевых сплавов: 1 — сплавы, не упрочняемые термической обработкой; 2 — сплавы, упрочняемые термической обработкой

Деформируемые сплавы не содержат эвтектики, которая резко ухудшает пластичность. Эти сплавы легко деформируются в горячем состоянии. Они предназначаются для получения полуфабрикатов (листов, прутков, труб и др.), а также поковок и штамповок. Литейные сплавы содержат эвтектическую составляющую. Чем меньше температурный интервал кристаллизации сплава и чем больше он содержит эвтектики, то есть чем ближе его состав к эвтектическому, тем выше его жидкотекучесть. Подавляющее большинство литейных сплавов являются доэвтектическими. Заэвтектические сплавы, в которых первично кристаллизуются интерметаллиды, из-за охрупчивающего влияния последних обычно не используются.

Алюминиевые сплавы делятся на две группы: не упрочняемые и упрочняемые термической обработкой. Сплавы второй группы подвергаются закалке и старению.

III. Деформируемые алюминиевые сплавы, не упрочняемые термической обработкой. К этой группе относится сплав АМц системы Al–Mn и сплавы АМг1...АМг6 системы Al–Mg. Они характеризуются невысокой прочностью, высокой пластичностью и коррозионной стойкостью. Сплав АМц содержит 1,0...1,6%Mn. В сплавах типа АМг содержание магния изменяется в пределах от 1 до 6% (среднее содержание этого элемента указывается цифрой в маркировке сплава). Чем больше в сплаве магния, тем выше его прочность.

Эффект упрочнения сплавов при легировании в основном достигается в результате образования твёрдого раствора замещения. Напомним, что из-за разницы в атомных диаметрах основного и растворённого элемента в решётке сплавов возникают искажения, затрудняющие движение дислокаций.

Сплавы данной группы применяются в отожжённом состоянии. Отжиг обычно проводят при 350...420°С. Для повышения прочности сплавы подвергают холодной пластической деформации. Отожжённое (мягкое) состояние деформированного полуфабриката обозначается буквой М, а нагартованное — Н (например, АМцМ, АМгбН).

IV. Деформируемые алюминиевые сплавы, упрочняемые термической обработкой. Типичными представителями сплавов этой группы являются *дуралюмины* (Д1, Д16). Эти сплавы системы Al–Cu–Mg легированы 4%Cu; содержание Mg в сплаве Д1 составляет 0,6 %, а в сплаве Д16 — 1,5 % (табл. 3).

В сплавах присутствуют фазы θ (CuAl_2) и S (CuMgAl_2). Первая является основной фазой-упрочнителем в сплаве Д1, а вторая — в сплаве Д16.

Для закалки сплав Д1 нагревают до 500...510°С, а сплав Д16 — до 495...505°С. Нагрев до более высоких температур может привести к пережогу. Закалку осуществляют в воде. После закалки дуралюмины подвергают естественному старению, при котором происходит образование зон Гинье – Престона, обогащённых Cu и Mg. После четырёх-пяти суток старения достигается максимальная прочность (400...500 МПа). Сплавы, подвергнутые закалке и естественному старению, обладают достаточно высокой пластичностью.

Сплав Д16 после закалки может также подвергаться искусственному старению при 190°С в течение 12 ч. В этом случае основной вклад в упрочнение вносит промежуточная фаза S' . Обработке, включающей закалку и искусственное старение, подвергают детали, работающие при повышенных температурах (до 200°С).

Для защиты от коррозии листы из дуралюмина покрывают тонким слоем чистого алюминия (плакируют).

Таблица 3

Химический состав некоторых деформируемых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %			
	Cu	Mg	Si	другие
Система Al–Cu–Mg:				
Д1	3,8...4,8	0,4...0,8	—	—
Д16	3,8...4,9	1,2...1,8	—	—
Система Al–Mg–Si–Cu:				
АК6	1,8...2,6	0,4...0,8	0,7...1,2	—
АК8	3,9...4,8	0,4...0,8	0,7...1,2	—
Система Al–Zn–Mg–Cu:				
В95	1,4...2,0	1,8...2,8	—	Zn 5,0...7,0 Cr 0,1...0,25

К группе деформируемых сплавов относятся сплавы системы Al–Mg–Si–Cu, специально предназначенные для изготовления изделий ковкой или штамповкой (АК6, АК8). Они отличаются высокой пластичностью при температурах осуществления горячей обработки давлением (380...450°C). По химическому составу рассматриваемые сплавы близки к дуралюминам, отличаясь лишь дополнительным легированием кремнием (около 1%). Упрочняющими фазами являются θ (CuAl₂), β (Mg₂Si) и W (Cu₂Mg₈Si₆Al₅). Сплав АК8 отличается от АК6 повышенным содержанием меди и более высокими прочностными характеристиками. Термическая обработка сплавов заключается в нагреве до 505...525°C (АК6) или 490...505°C (АК8), закалке в воде и старении при 160°C в течение 10...15 ч.

Сплавы АК6 и АК8, так же как и дуралюмины, относятся к сплавам средней прочности. Кроме того, существуют высокопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu (В95, В96). Основной упрочняющей фазой в этих сплавах является фаза η (MgZn₂). Сплавы В95 и В96 закалывают в воде от 465...475°C и подвергают искусственному старению при 120...140°C, 15...25 ч. После такой обработки их прочность достигает 500...700 МПа. При этом сплавы имеют низкую пластичность и вязкость. Вместо старения на максимальную прочность может применяться двойное старение: 100...120°C, 3...10 ч + 160...170°C, 10...15 ч. Равномерное распределение по объёму сплава зон ГП, образующихся при первом старении, способствует более равномерному выделению фаз при втором, поскольку в этих сплавах фазы образуются из зон ГП. Высокая температура второго старения приводит не только к образованию стабильных фаз, но и к их коагуляции. Прочность при этом снижается, но растёт пластичность, вязкость и коррозионная стойкость.

У. Литейные алюминиевые сплавы. Литейные сплавы, предназначенные для отливки фасонных деталей, должны обладать высокой жидкотекучестью, сравнительно небольшой усадкой, малой склонностью к образованию горячих трещин и пористости в сочетании с высоким комплексом механических свойств. Как было сказано выше, хорошими литейными свойствами обладают сплавы, содержащие в структуре большое количество эвтектики. В качестве литейных используются сплавы систем Al–Si, Al–Cu и Al–Mg. Для измельчения структуры в эти сплавы вводят модифицирующие добавки (Ti, Zr и др.). Многие отливки из алюминиевых сплавов подвергают термической обработке — отжигу, закалке, искусственному старению.

Сплавы системы Al–Si (силумины). Эти сплавы можно разделить на простые (двойные) и сложные (многокомпонентные). Все они содержат эвтектику, которая состоит из твёрдого раствора кремния в алюминии и практически чистого кремния (рис. 69).

Из простых силуминов наиболее распространённым является сплав АЛ2, содержащий 10...13 % Si (табл. 4). В его структуре наряду с эвтектикой нередко присутствуют грубые первичные кристаллы кремния, что отрицательно сказывается на механических свойствах. Для измельчения структуры и устранения первичных кристаллов кремния сплав АЛ2 модифицируют натрием (0,05...0,08%).

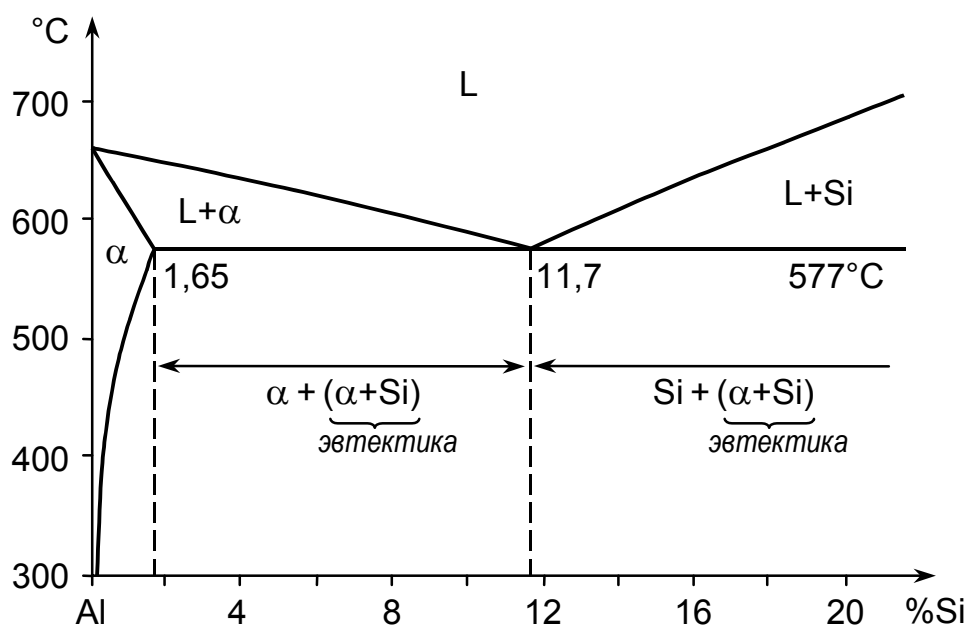


Рис. 69. Диаграмма состояний алюминий–кремний

Таблица 4

Химический состав литейных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %			
	Si	Mg	Cu	другие
Система Al–Si (силумины):				
АЛ2	10...13	—	—	—
АЛ4	8...11	0,2...0,4	—	Mn 0,2...0,5
АЛ9	6...8	0,2...0,4	—	—
АЛ5	4,5...5,5	0,4...0,6	1,0...1,5	—
Система Al–Cu:				
ВАЛ10	—	—	4,5...5,1	Mn 0,3...0,8 Ti 0,15...0,35 Cd 0,07...0,25
Система Al–Mg:				
АЛ23	—	6,0...7,0	—	Ti 0,05...0,15 Zr 0,05...0,20 Be 0,02...0,10
АЛ27	—	9...10	—	Ti 0,05...0,15 Zr 0,05...0,20 Be 0,05...0,15

Натрий, помимо модифицирующего действия, сдвигает эвтектическую точку в системе Al–Si в сторону больших содержаний кремния и сплав, заэвтектический по составу, становится доэвтектическим. В его структуре кроме мелкокристаллической эвтектики появляются участки мягкого α -твёрдого раствора. Сплав АЛ2 не упрочняется термической обработкой.

Некоторые силумины дополнительно легируют магнием и медью (АЛ4, АЛ9). В таких сплавах появляются фазы-упрочнители Mg_2Si , $CuAl_2$ и *W*-фаза ($Cu_2Mg_8Si_6Al_5$). Поэтому их можно упрочнять закалкой и искусственным старением.

Сплавы системы Al–Cu. Эти сплавы близки по составу к дуралюминам. Они содержат около 4,5%Cu и 0,5%Mn, но в отличие от дуралюминов в них нет магния. Для измельчения зерна в эти сплавы вводят в небольших количествах титан (0,2...0,4%). Сплавы системы Al–Cu обладают высокой прочностью при обычной и повышенной температурах. Вместе с тем из-за отсутствия эвтектики они имеют худшие, по сравнению с силуминами, литейные свойства. Сплавы подвергаются термической обработке, чаще всего закалке и искусственному старению.

Сплавы системы Al–Mg. Эти сплавы содержат около 6...11%Mg, а также малые добавки Ti, Zr и Be. Добавки Ti и Zr модифицируют литую структуру. Бериллий образует прочную и плотную оксидную плёнку, что предохраняет сплавы с повышенным содержанием магния от окисления при плавке, литье и термической обработке. Сплавы имеют высокую коррозионную стойкость. Они подвергаются лишь закалке, так как искусственное старение даёт лишь небольшой прирост прочности, снижая при этом пластичность и коррозионную стойкость.

11.2. МАГНИЙ И МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

I. Магний имеет ГПУ решётку; его температура плавления — 650°C. Для него характерна низкая плотность (1,74 г/см³), которая в 1,5 раза меньше, чем у алюминия. При нагреве на воздухе магний интенсивно окисляется, а при температурах выше 625°C воспламеняется. В зависимости от содержания примесей различают следующие марки магния: Mg96 (99,96%Mg), Mg95 (99,95%Mg), Mg90 (99,90%Mg). Чистый магний как конструкционный материал практически не применяется. Его используют в основном в пиротехнике и химической промышленности.

Магниевые сплавы имеют меньшую прочность, чем алюминиевые, но из-за более низкой плотности их удельная прочность может быть выше. Они хорошо поглощают механические вибрации. Широкое применение магниевые сплавы нашли в авиа- и ракетостроении.

II. Основными легирующими элементами в магниевых сплавах являются алюминий, цинк, марганец и литий. Они в значительном количестве растворяются в магнии и упрочняют твёрдый раствор. Для дополнительного легирования используют цирконий, кадмий, церий и другие элементы. Цирконий и церий оказывают модифицирующее влияние на структуру магния. Различают деформируемые и ли-

тейные магниевые сплавы. Деформируемые сплавы обозначают буквами МА, а литейные — МЛ, за которыми следует условный номер сплава (табл. 5).

Деформируемые и литейные сплавы делятся на термически неупрочняемые и термически упрочняемые. Последние могут подвергаться закалке и старению. Особенностью магниевых сплавов является малая скорость диффузионных процессов, в результате чего фазовые превращения при термической обработке идут медленно. Поэтому при нагреве под закалку (380...420°C) для растворения вторичных фаз ($MgZn_2$, Al_3Mg_4 и др.) необходимы длительные выдержки (до 24 ч). По той же причине закалка может осуществляться на воздухе. Магниевые сплавы практически не склонны к естественному старению. После закалки их подвергают искусственному старению при 170...200°C с большими выдержками (16...24 ч).

III. Деформируемые магниевые сплавы. Они разработаны на базе систем Mg–Al–Zn, Mg–Zn–Zr, Mg–Mn, Mg–Li. При низких температурах эти сплавы малопластичны и поэтому их обработку давлением обычно проводят при повышенных температурах (230...480°C). Из сплавов изготавливают прутки, профили, а также поковки и штамповки. Их используют в горячедеформированном или отожжённом состоянии.

Химический состав некоторых деформируемых сплавов указан в табл. 5. Сплавы типа МА8 и МА2-1 относятся к термически неупрочняемым сплавам. Сплав МА14 системы Mg–Zn–Zr закаливается при охлаждении на воздухе с температуры горячей деформации, в связи с чем его подвергают лишь искусственному старению (170°C, 10...24 ч), при котором упрочнение происходит за счёт выделения метастабильной фазы β' ($MgZn$).

Таблица 5

Химический состав магниевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %			
	Al	Zn	Mn	другие
Деформируемые сплавы:				
МА8	—	—	1,3...2,2	Ce 0,15...0,35
МА2-1	3,8...5,0	0,8...1,5	0,3...0,7	—
МА14	—	5,6...6,0	—	Zr 0,3...0,9
МА21	—	—	—	Li 7,0...10,0 Cd 3,0...5,0 PЗМ 0,05...0,15
Литейные сплавы:				
МЛ5	7,5...9,0	0,2...0,8	0,15...0,5	—
МЛ12	—	4,0...5,0	—	Zr 0,6...1,1

Легирование магния ещё более лёгким литием позволяет получить сплавы, плотность которых меньше плотности чистого магния. Сплавы системы Mg–Li называют сверхлёгкими. Примером таких сплавов является сплав МА21 с плотностью $1,60 \text{ г/см}^3$. Он является двухфазным и состоит из α -твёрдого раствора на основе магния и β -твёрдого раствора на основе лития с ОЦК решёткой. Для стабилизации механических свойств этот сплав иногда подвергают отжигу при $150\dots 175^\circ\text{C}$.

IV. Литейные магниевые сплавы. Их легируют в основном теми же элементами, что и деформируемые (см. табл. 5).

Наиболее широко используется литейный магниевый сплав МЛ5 системы Mg–Al–Zn. Он обычно подвергается закалке. Нагрев до 415°C с выдержкой 12...24 ч приводит к растворению избыточных фаз, а последующее охлаждение на воздухе фиксирует полученный твёрдый раствор. Такая закалка повышает прочность и пластичность сплава. В зависимости от условий эксплуатации сплав МЛ5 может после закалки подвергаться старению при 175°C , 16 ч. Обработку по такому режиму производят обычно в тех случаях, когда необходимо дополнительно повысить предел текучести и стабилизировать размеры деталей.

Сплав МЛ12 системы Mg–Zn–Zr подвергают только старению, так как после литья он оказывается в закалённом состоянии.

11.3. ТИТАН И ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ

I. Температура плавления титана равна 1668°C . Этот металл имеет полиморфное превращение: ниже 882°C существует α -Ti с ГПУ решёткой, а при более высоких температурах — β -Ti с ОЦК решеткой. Титан относится к лёгким металлам; его плотность при комнатной температуре равна $4,5 \text{ г/см}^3$.

Технически чистый титан в зависимости от содержания примесей разделяют на несколько сортов: ВТ1-00, ВТ1-0 и ВТ1-1. Вредными примесями являются азот, кислород, водород и углерод. Образую с титаном твёрдые растворы внедрения и хрупкие фазы, эти примеси повышают прочность, но снижают пластичность. Особенно вреден водород. Попадая в металл при плавке или последующей обработке, он образует пластинчатые частицы гидрида, что вызывает сильное охрупчивание (водородная хрупкость). Предел прочности технически чистого титана равен $300\dots 550 \text{ МПа}$, а относительное удлинение — $20\dots 25 \%$. Благодаря защитной оксидной пленке (TiO_2) титан обладает высокой коррозионной стойкостью в воздушной атмосфере и во многих агрессивных средах. Титан применяется в виде труб, проволоки, литья и других полуфабрикатов. Он используется в авиационном, ракетостроении, судостроении и химической промышленности.

II. Многие металлы образуют с α - и β -титаном твёрдые растворы замещения, а N, O, H — твёрдые растворы внедрения. По характеру влияния на полиморфное превращение все они делятся на три группы: α -стабилизаторы, β -стабилизаторы и нейтральные элементы. К первой группе относятся элементы, повышающие температуру полиморфного превращения и расширяющие α -область: Al, N, O

(рис. 70, *a*). Элементы второй группы, наоборот, понижают температуру полиморфного превращения и расширяют β -область. Некоторые из β -стабилизаторов, например Mo и V, неограниченно растворяются в β -Ti (рис. 70, *б*). Другие β -стабилизаторы (Cr, Mn, Fe, Si) при некоторых концентрациях образуют химические соединения, и тогда в сплавах наблюдается эвтектоидное превращение (рис. 70, *в*). Нейтральные элементы (Sn, Zr) не оказывают существенного влияния на температуру $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения.

Из первой группы для легирования используют только алюминий. Этот элемент содержится практически во всех титановых сплавах, повышая их прочностные характеристики. Большинство легирующих элементов являются β -стабилизаторами.

В соответствии со структурой в отожжённом состоянии различают:

- α -сплавы, структура которых представляет собой α -фазу;
- псевдо- α -сплавы, содержащие кроме α -фазы до 5% β -фазы;
- $(\alpha+\beta)$ -сплавы, состоящие из α - и β -фаз;
- β -сплавы, структура которых представляет собой β -фазу.

В промышленности наибольшее распространение получили α -, псевдо- α - и $(\alpha+\beta)$ -сплавы.

Рассмотрим превращения, протекающие в $(\alpha+\beta)$ -сплавах. Этим сплавам соответствует участок *ab* диаграммы состояний, приведённой на рис. 70, *б*. При кристаллизации этих сплавов образуется β -фаза, имеющая, как правило, крупнозернистую структуру. Дальнейшее медленное охлаждение сопровождается превращением $\beta \rightarrow \alpha$. Оно протекает по нормальному диффузионному механизму. При этом α -фаза образуется в виде колоний параллельных пластин. Между этими пластинами находятся прослойки β -фазы, принадлежащие исходному β -зерну. При быстром охлаждении в $(\alpha+\beta)$ -сплавах может происходить мартенситное превращение. Как и в углеродистых сталях, это превращение развивается в интервале

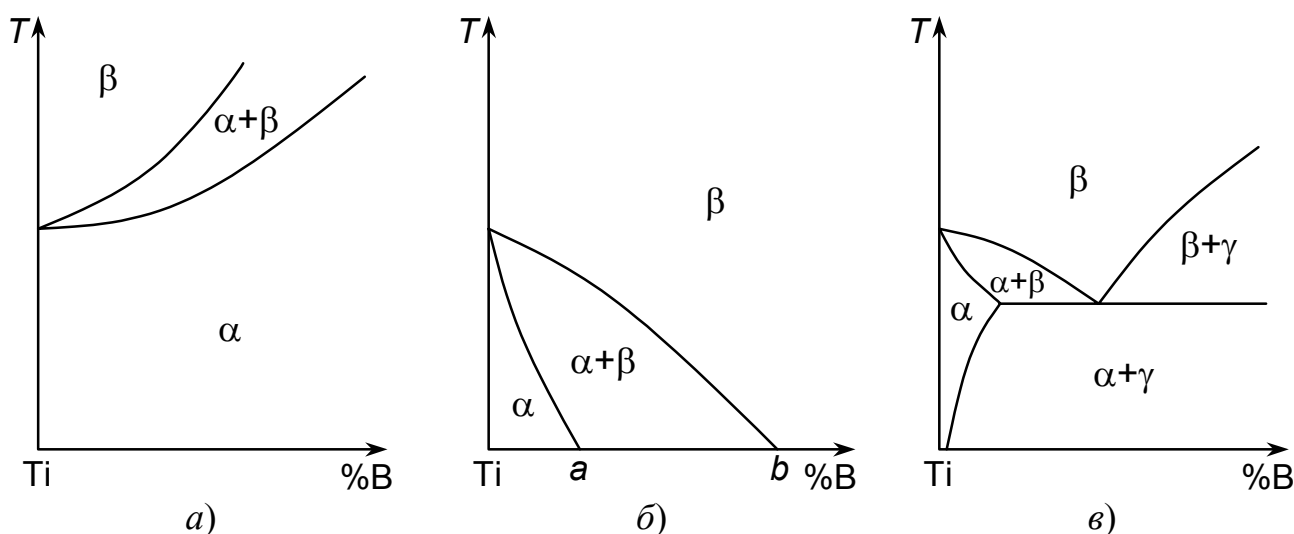


Рис. 70. Схемы диаграмм состояний сплавов на основе титана

температур (от M_n до M_k). Оно не сопровождается диффузионным перераспределением компонентов; образование новой фазы происходит по сдвиговому механизму. Но в отличие от углеродистых сталей, мартенсит в титановых ($\alpha+\beta$)-сплавах является пересыщенным раствором замещения, поэтому его образование приводит к сравнительно небольшому упрочнению сплава. В зависимости от химического состава в ($\alpha+\beta$)-сплавах могут возникать мартенсит α' с гексагональной решёткой и мартенсит α'' с ромбической решёткой.

III. Титановые сплавы подвергают отжигу, закалке и старению, а также химико-термической обработке. Отжиг проводят после холодной пластической деформации для снятия наклёпа. Его температура в зависимости от состава сплава выбирается в интервале 750...850°C. Температура отжига не должна быть выше температуры окончания перехода $\alpha \rightarrow \beta$, так как в β -области происходит сильный рост зерна. Для уменьшения внутренних напряжений используют отжиг при 450...650°C.

Упрочняющая обработка, включающая закалку и старение, применяется только к сплавам с ($\alpha+\beta$)-структурой. Чтобы избежать роста зерна, закалку производят из ($\alpha+\beta$)-области. Для многих сплавов температура нагрева под закалку находится в пределах 850...950°C. Охлаждение при закалке осуществляется в воде.

При закалке из ($\alpha+\beta$)-области α -фаза не испытывает превращений. Часть β -фазы в процессе закалочного охлаждения может превратиться в мартенсит, а остальная её часть будет зафиксирована при комнатной температуре, то есть будет находиться в неравновесном состоянии. В общем случае структура закалённого ($\alpha+\beta$)-сплава состоит из α -фазы, мартенсита и метастабильной β -фазы.

При нагреве закалённого сплава (старении) происходит распад метастабильной β -фазы с выделением дисперсных частиц α -фазы. Мартенсит также претерпевает распад с образованием дисперсных частиц β -фазы. Оба этих процесса приводят к упрочнению сплава. Старение титановых сплавов обычно проводят при 450...600°C. При более низких температурах старения может образоваться метастабильная ω -фаза, которая охрупчивает сплав.

Для повышения износостойкости титановые сплавы подвергают азотированию при 850...950°C в атмосфере азота. Толщина азотированного слоя обычно не превышает 0,10...0,15 мм.

IV. Деформируемые титановые сплавы. Их маркируют буквами ВТ или ОТ, за которыми следует условный номер сплава. К группе деформируемых α -сплавов относятся сплавы ВТ5 и ВТ5-1 (табл. 6). Их применяют для изготовления разнообразных полуфабрикатов. Псевдо- α -сплавами являются сплавы ОТ4-1 и ВТ20. Наличие в этих сплавах небольшого количества пластичной β -фазы способствует повышению технологической пластичности при холодной и горячей обработке давлением. Поэтому псевдо- α -сплавы широко применяются для изготовления тонких листов. Сплав ОТ4-1 с небольшим содержанием алюминия (около 2%) хорошо деформируется, но имеет невысокую прочность. Сплав ВТ20 с высоким содержанием алюминия (около 6%) и легированный Zr, V и Mo менее пластичен,

Химический состав титановых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %			
	Al	V	Mo	другие
α -сплавы:				
BT5	4,3...6,2	—	—	—
BT5-1	4,9...6,0	—	—	Sn 2,0...3,0
Псевдо- α -сплавы:				
OT4-1	1,0...2,5	—	—	Mn 0,7...2,0
BT20	5,5...7,0	0,8...2,3	0,5...1,8	Zr 1,4...2,5
$(\alpha+\beta)$ -сплавы:				
BT6	5,3...6,8	3,5...5,3	—	—
BT22	4,5...5,9	4,0...5,5	4,0...5,5	Cr 0,5...2,0 Fe 0,5...1,5

чем OT4-1, но характеризуется высокой прочностью. Он используется как жаропрочный материал для работы до 500 °С. Основной вид термической обработки для α - и псевдо- α -сплавов — отжиг для снятия наклёпа и уменьшения внутренних напряжений.

У $(\alpha+\beta)$ -сплавов в зависимости от характера легирования соотношение между количеством α - и β -фаз может меняться в широких пределах. Присутствие в структуре β -фазы обеспечивает высокую технологическую пластичность. Примером сплавов этой группы является сплав средней прочности BT6 и высокопрочный сплав BT22. Они используются как в отожжённом состоянии, так и после закалки и старения.

V. Литейные титановые сплавы. Для производства отливок в основном используются сплавы тех же составов, что и для производства деформируемых полуфабрикатов. В литейных сплавах допускаются большие содержания примесей, чем в деформируемых. В конце марки литейного сплава добавляется буква Л (BT5Л, BT20Л). Для титановых сплавов характерен узкий температурный интервал кристаллизации, что обеспечивает удовлетворительные литейные свойства. Уровень прочностных свойств отливок близок к уровню прочности деформированных полуфабрикатов. В то же время отливки имеют существенно более низкие значения пластичности и ударной вязкости. Это обусловлено тем, что в отливке формируется структура с крупным β -зерном и пластинчатой α -фазой. Некоторые литейные сплавы подвергают отжигу для стабилизации структуры и уменьшения остаточных напряжений.

11.4. МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ

I. Медь имеет ГЦК решётку. Её температура плавления равна 1083°C . Плотность меди при комнатной температуре — $8,96 \text{ г/см}^3$. Она обладает высокими электропроводностью, теплопроводностью и пластичностью.

На свойства меди сильное влияние оказывают примеси. Ряд примесей (Fe, Sn и др.), растворяясь в меди, повышают прочность, но снижают электропроводность. Некоторые примеси (Pb, Bi), образуя легкоплавкие эвтектики по границам зёрен, вызывают охрупчивание при горячей пластической деформации (красноломкость). Кислород, находясь в меди, образует закись меди Cu_2O . При нагреве содержащийся в атмосфере водород диффундирует внутрь меди. Включения Cu_2O реагируют с водородом, образуя пары воды ($\text{Cu}_2\text{O} + \text{H}_2 \rightarrow 2\text{Cu} + \text{H}_2\text{O}$). Процесс идёт с увеличением объёма, в результате чего в локальных участках металла возникает высокое давление, приводящее к образованию трещин (водородная хрупкость).

В зависимости от содержания примесей различают следующие марки меди: М00 (не менее $99,99\% \text{Cu}$), М0 ($99,97\% \text{Cu}$), М1 ($99,9\% \text{Cu}$), М2 ($99,7\% \text{Cu}$), М3 ($99,5\% \text{Cu}$). Медь высокой степени чистоты имеет предел прочности около 220 МПа , а относительное удлинение около 50% . Увеличить прочностные свойства меди можно, используя холодную пластическую деформацию. Медь применяется для изготовления проводников электрического тока и различных теплообменников. Её используют в виде труб, прутков, листов и проволоки.

Медные сплавы по химическому составу подразделяют на латуни, бронзы и медноникелевые сплавы. Они бывают деформируемыми и литейными.

II. Латуни. *Латунями* называют сплавы на основе меди, у которых основным компонентом является цинк. Различают двойные и многокомпонентные латуни. Последние кроме цинка содержат другие элементы (алюминий, олово, марганец, железо и др.).

Деформируемые латуни маркируются буквой «Л», за которой следуют цифры — содержание меди в процентах. Если латунь легированная (содержит, кроме меди и цинка, другие элементы), то легирующие элементы перечисляются после буквы «Л», а их содержание указывается в конце марки (ЛЖМц59-1-1). Марки литейных латуней также начинаются с буквы Л, а за ней перечисляются все легирующие элементы (включая цинк) с указанием их содержания (ЛЦ40Мц3А). Обозначения наиболее распространённых легирующих элементов следующие: Ц — цинк; О — олово; А — алюминий; Мц — марганец; Х — хром; Н — никель; С — свинец; Ж — железо.

Медь с цинком при концентрациях последнего до 39% образует α -твёрдый раствор с ГЦК решёткой. При большем содержании цинка в сплаве появляется β -фаза — твёрдый раствор на базе соединения CuZn с ОЦК решёткой. При охлаждении в этой фазе при температуре около 450°C происходит упорядочение. В этом случае её обозначают как β' -фазу.

В зависимости от содержания цинка двойные латуни бывают однофазными со структурой α -твёрдого раствора (Л90, Л68) и двухфазными, в структуре которых присутствует β' -фаза (Л60). Однофазные латуни обладают высокой пластичностью; их прочность тем выше, чем больше содержание в сплаве цинка. Они широко используются для изготовления изделий холодной штамповкой и глубокой вытяжкой. Двухфазные латуни, по сравнению с однофазными, имеют бóльшую прочность, но значительно меньшую пластичность.

Многокомпонентные (специальные) латуни легируют Al, Ni, Sn, Si, Pb и другими элементами. Легирующие элементы (кроме никеля) уменьшают растворимость цинка в меди и способствуют образованию β' -фазы. Поэтому многокомпонентные латуни чаще всего двухфазные. Легирующие элементы увеличивают прочностные свойства, но уменьшают пластичность латуней. Ряд элементов (Sn, Si) повышают сопротивление коррозии. Так, например, высокой устойчивостью в морской воде обладают латуни, легированные оловом. Оловянные латуни (ЛО70-1, ЛО62-1) называются морскими. Свинец практически нерастворим в латуни; он находится в виде мелких округлых включений. Существенно не влияя на прочностные характеристики, этот элемент улучшает обрабатываемость резанием и повышает антифрикционные свойства. В промышленности широко используется двухфазная латунь ЛС59-1.

Деформируемые двойные и многокомпонентные латуни применяют в виде ленты, труб, листа и проволоки. Основной вид термической обработки — рекристаллизационный отжиг, проводимый после холодной обработке давлением. Чаще всего он осуществляется при 600...700°C.

Все литейные латуни являются легированными. В них допустимо большее содержание примесей, чем у деформируемых сплавов. Латуни имеют узкий интервал кристаллизации, для них характерна хорошая жидкотекучесть и малая склонность к ликвации. Многие литейные латуни обладают высокими антифрикционными свойствами.

III. Бронзы. *Бронзы* — это сплавы меди, у которых основными легирующими элементами являются любые элементы, кроме цинка и никеля. Их подразделяют на оловянные, алюминиевые, бериллиевые и др.

Бронзы обозначаются буквами Бр, за которыми перечисляются легирующие элементы. У деформируемых бронз содержание элементов указывается в конце марки (БрАЖМц10-3-1,5), а у литейных — после соответствующей буквы (БрО6Ц6С3). Элементы обозначаются теми же буквами, что и у латуней.

Оловянные бронзы. Легирование оловом существенно упрочняет сплав. Олово частично растворяется в меди, образуя твёрдый раствор замещения с ГЦК решёткой. Кроме того, при относительно небольших концентрациях этого элемента в структуре может присутствовать δ -фаза ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$).

Деформируемые оловянные бронзы — это многокомпонентные сплавы. Кроме олова (4...8%) они содержат фосфор, свинец, цинк. В зависимости от характера легирования оловянные бронзы могут быть однофазными или содержать небольшое количество второй фазы ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, Cu_3P).

Фосфор, растворяясь в α -твёрдом растворе и образуя фосфид Cu_3P , способствует повышению прочности, предела упругости, износостойкости. Примером бронзы, содержащей фосфор, является сплав БрОФ6,5-0,15, используемый для изготовления различных пружинных элементов. Свинец практически нерастворим в меди и образует включения, улучшающие обрабатываемость резанием и антифрикционные свойства. Так, бронзу БрОЦС4-4-2,5, содержащую 2,5%Pb, используют для изготовления подшипников скольжения. Цинк вводят в бронзы с целью замены дорогостоящего олова. Он находится в α -твёрдом растворе.

Литейные оловянные бронзы имеют широкий интервал кристаллизации, в результате чего они отличаются большой склонностью к образованию усадочных пор. Литейные бронзы, как правило, более легированы, чем деформируемые и имеют двухфазную структуру ($\alpha+\delta$). Содержание олова в ряде литейных бронз достигает 9...11%. Высокооловянистые бронзы являются самыми прочными. Примером таких сплавов является бронза БрО10Ф1. Она имеет не только высокий уровень прочности, но и благодаря значительному количеству Cu_3P обладает высокими антифрикционными свойствами. Её применяют для отливок деталей ответственного назначения.

Оловянные бронзы используют для художественного литья. Обладая небольшой усадкой при затвердевании, они хорошо передают форму изделия. Бронза отличается красивым видом, который ввиду высокой коррозионной стойкости сохраняется долгое время.

Алюминиевые бронзы. По прочности и коррозионной стойкости алюминиевые бронзы превосходят оловянные. Алюминий при содержании до 9,4%, растворяясь в меди, образует α -твёрдый раствор замещения. При больших содержаниях алюминия в структуре появляется эвтектоид $\alpha+\gamma_2$, где γ_2 — химическое соединение Cu_9Al_4 . После ускоренного охлаждения эвтектоид может наблюдаться при содержании алюминия 6...8%.

Однофазные бронзы (БрА5, БрА7) наряду с повышенной прочностью характеризуется хорошей пластичностью. Они легко поддаются различным видам обработки давлением. Двухфазные сплавы по сравнению с однофазными имеют более высокую прочность, но низкую пластичность. Для повышения прочностных и антифрикционных свойств, а также коррозионной стойкости в алюминиевые бронзы вводят железо, никель и марганец. Бронзы БрАЖ9-4, БрАЖМц10-3-1,5 и БрАЖН10-4-4, обладающие высоким уровнем прочности, используют для изготовления ответственных деталей в машиностроении (шестерни, втулки подшипников и т.д.).

Алюминиевые бронзы имеют узкий интервал кристаллизации и характеризуются высокой жидкотекучестью и малой склонностью к дендритной ликвации. Поэтому эти сплавы широко применяют для фасонного литья. Следует отметить, что ряд алюминиевых бронз используют и как деформируемые, и как литейные.

Свинцовые бронзы. Они обладают высокими антифрикционными свойствами и поэтому широко применяются для изготовления подшипников скольжения. Бронза БрС30 содержит около 30% свинца, который в виде мягких включений нахо-

дится в более прочной меди. Эта бронза обладает высокой теплопроводностью, благодаря чему хорошо отводит тепло, возникающее при трении.

Рассмотренные выше бронзы, как деформируемые, так и литейные, в основном не упрочняются термической обработкой. Их подвергают только отжигу.

Бериллиевые бронзы. Они относятся к числу термически упрочняемых сплавов. В бронзах данной группы содержится до 2...2,5% бериллия. Этот элемент частично растворяется в меди, образуя α -твёрдый раствор с ГЦК решёткой. Предельная растворимость бериллия в меди существенно изменяется с температурой. Если при 864°C она составляет 2,7%, то при 300°C всего 0,2%. Это позволяет упрочнить бериллиевую бронзу, используя закалку и старение.

Рассмотрим термическую обработку наиболее распространенной бериллиевой бронзы БрБ2. Её нагрев под закалку осуществляют до 780°C, получая при этом однородный α -твёрдый раствор. Закалка производится в воде. Затем следует старение при 320°C, при котором из пересыщенного твёрдого раствора выделяются очень дисперсные частицы метастабильной γ -фазы состава CuBe, что приводит к сильному упрочнению.

После закалки и старения бериллиевые бронзы имеют чрезвычайно высокие прочностные и упругие свойства. Кроме того, они обладают высокой коррозионной стойкостью. Эти сплавы используются для изготовления упругих элементов (мембран, пружин и др.) Широкому применению бериллиевых бронз препятствуют высокая стоимость и дефицитность бериллия, а также токсичность его паров при плавке.

IV. Медно-никелевые сплавы. Медно-никелевыми называются сплавы на основе меди, в которых основным легирующим элементом является никель. Медь образует с никелем непрерывный ряд твёрдых растворов. Никель существенно упрочняет медь и повышает её коррозионную стойкость во многих средах. Кроме того, медно-никелевые сплавы имеют красивый серебристый цвет, поэтому из них изготавливают художественные изделия и столовые приборы.

К данной группе сплавов относятся мельхиоры, нейзильберы и др.

Мельхиоры (МН19, МНЖМц30-1-1) легко поддаются холодной и горячей обработке давлением. Для повышения коррозионной стойкости в морской воде их дополнительно легируют железом и марганцем. Эти сплавы применяют для изготовления медицинского инструмента и деталей точных приборов.

Нейзильберы (МНЦ15-20) — это сплавы, содержащие кроме никеля большое количество цинка. По сравнению с мельхиорами они обладают более высокой прочностью. Нейзильберы хорошо обрабатываются давлением в холодном и горячем состоянии.

11.5. НИКЕЛЬ И НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ

I. Никель имеет ГЦК решётку, его температура плавления — 1455°C. Плотность никеля при комнатной температуре равна 8,9 г/см³. При температуре ниже 358°C он является слабым ферромагнетиком. В воздушной атмосфере никель об-

ладает высокой коррозионной стойкостью. Предел прочности высокочистого никеля равен 280 МПа, а относительное удлинение — 50%. Технически чистый никель выпускают четырёх марок: НП1, НП2, НП3, НП4, содержащих Ni+Co не менее 99,9, 99,5, 99,3 и 99,0% соответственно. Вредными примесями являются сера и легкоплавкие металлы (свинец, висмут и др.), обуславливающие понижение пластичности при высоких температурах (горячеломкость).

Никель является основой многих жаростойких и жаропрочных сплавов. Такие элементы, как хром, молибден, вольфрам, кобальт растворяются в никеле в большом количестве, образуя твёрдые растворы замещения.

II. В качестве жаростойких материалов для работы при 800...1100°C используют сплавы никеля с хромом, что обусловлено образованием на поверхности защитной плёнки, состоящей из Cr_2O_3 и NiCr_2O_4 . Содержание хрома обычно составляет 15...27%. Для повышения жаростойкости сплавы дополнительно легируют алюминием (до 3,5%). Наиболее широко используется жаростойкий сплав Х20Н80 (*нихром*), содержащий 20% хрома. Из этого сплава изготавливают нагревательные элементы.

III. Как жаропрочный материал никелевые сплавы применяют при 700...1050°C. Жаропрочный никелевый сплав представляет собой γ -твёрдый раствор на хромоникелевой основе, упрочняемый за счет дисперсионного твердения. В сплаве обязательно присутствуют титан и алюминий, обеспечивающие образование основной упрочняющей фазы $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$. Этот интерметаллид, называемый также γ' -фазой, имеет, как и основной твёрдый раствор, ГЦК решётку. Периоды решёток твёрдого раствора и γ' -фазы близки между собой, что обеспечивает когерентную связь решёток обеих фаз и низкую энергию межфазных границ. Поэтому для γ' -фазы характерна высокая устойчивость против коагуляции; её частицы могут длительное время сохраняться дисперсными при высоких температурах. Другая особенность γ' -фазы заключается в том, что с повышением температуры до 900°C её прочность не уменьшается, а, наоборот, растёт. Чем больше объёмная доля γ' -фазы в сплаве, тем выше его жаропрочность. Важной характеристикой γ' -фазы является температура её растворения. Чем она выше, тем до более высоких температур сохраняются высокие жаропрочные свойства никелевого сплава.

В жаропрочных сплавах содержится небольшое количество углерода (обычно 0,07...0,12%). Он образует специальные карбиды типа Me_{23}C_6 . Располагаясь по границам зёрен, карбидные частицы глобулярной формы могут играть положительную роль, препятствуя межзёрненному проскальзыванию при ползучести.

Для повышения жаропрочности никелевые сплавы легируют вольфрамом, молибденом, ниобием и другими элементами. Они увеличивают силы межатомной связи, уменьшают диффузионную подвижность, повышают температуру растворения γ' -фазы. В ряде сплавов содержатся добавки бора (до 0,02%). Этот элемент образует бориды, которые выделяются по границам зёрен и увеличивают сопротивление ползучести. Современные никелевые сплавы имеют очень сложный состав, в них содержится до 7...9 основных легирующих элементов.

III. Жаропрочные никелевые сплавы подвергают закалке и старению. Нагрев под закалку осуществляют до 1080...1220°C. Он должен обеспечить растворение γ' -фазы. Чем более легирован сплав, тем выше температура нагрева под закалку. Охлаждение при закалке обычно проводят на воздухе, при этом в сплавах успева-ет выделиться некоторое количество γ' -фазы. Старение осуществляют при 700...950°C (обычно выше рабочих температур).

Жаропрочные сплавы подразделяют на деформируемые и литейные (табл. 7). Марка сплава состоит из букв, обозначающих легирующие элементы, но без указа-ния их количества. В марке приводится лишь содержание никеля. Кроме того, для жаропрочных сплавов используются и условные обозначения (ЭИ, ЭП, ЖС и др.).

IV. Для изготовления деталей газовых турбин, работающих до 750°C, широко используется наиболее простой деформируемый сплав ХН77ТЮР (ЭИ437Б), объёмная доля γ' -фазы в котором не превышает 10%. Термическая обработка это-го сплава заключается в закалке от 1080°C после 8-часовой выдержки с охлажде-нием на воздухе и 16-часовом старении при 700 или 750°C.

Таблица 7

Химический состав жаропрочных никелевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %				
	C	Cr	Ti	Al	другие
Деформируемые сплавы:					
ХН77ТЮР (ЭИ437Б)	<0,07	19...22	2,4...2,8	0,6...1,0	В <0,01
ХН73МБТЮ (ЭИ698)	<0,08	13...16	2,3...2,7	1,3...1,7	Мо 2,8...3,2 Nb 1,8...2,2
ХН55ВМКТЮ (ЭИ929)	<0,12	9...12	1,4...2,0	3,6...4,5	Мо 4,0...6,0 W 4,5...6,5 Co 12...14 В <0,02
Литейные сплавы:					
ЖС6К	0,13...0,20	10,5...12,5	2,5...3,0	5,0...6,0	Мо 3,5...4,5 W 4,5...5,5 Co 4,0...5,0
ВЖЛ12У	0,14...0,20	8,5...10,5	5,0...5,7	4,2...4,7	Мо 2,7...3,7 W 1,0...1,8 Co 12...15 V 0,5...1,0 В <0,015

В сложнолегированных деформируемых сплавах количество γ' -фазы может достигать 35...45%. Для получения интерметаллидных и карбидных частиц оптимальных размеров и формы в таких сплавах применяют сложные режимы термической обработки. Эти режимы могут включать двойную закалку. Первая высокотемпературная закалка (1120...1220°C) обеспечивает образование гомогенного твёрдого раствора. Вторая низкотемпературная закалка (1000...1100°C) приводит к преимущественному выделению карбидов на границах зёрен в виде глобулярных частиц. Так, например, сплав ХН55ВМКТЮ (ЭИ929), применяемый до 950°C, подвергается двойной закалке по режиму: нагрев на 1200°C, 2 ч, охлаждение на воздухе + нагрев на 1050°C, 4 ч, охлаждение на воздухе. Далее следует 8-часовое старение при 850°C.

V. Жаропрочные литейные сплавы по сравнению с деформируемыми содержат большее количество γ' -фазы и карбидов, в результате чего имеют более высокую жаропрочность. Объёмная доля γ' -фазы в наиболее жаропрочных литейных сплавах достигает 60%.

Литейные сплавы также подвергают закалке и старению. Обычно применяют одну высокотемпературную закалку от 1200...1220°C, которая гомогенизирует структуру и способствует более равномерному выделению упрочняющих фаз. Так как литейные сплавы используют при более высоких температурах, чем деформируемые, то и температура старения для них выбирается более высокой (950°C).

С ростом температуры эксплуатации возрастает роль границ зёрен в разрушении. Одним из путей повышения жаропрочности является применение сплавов, полученных направленной кристаллизацией. Её осуществляют таким образом, чтобы границы столбчатых кристаллов (зёрен) располагались в основном параллельно направлению приложения нагрузки. При этом поперечные границы, на которых в первую очередь образуются микротрещины, отсутствуют. Ещё более высокие характеристики жаропрочности показывают сплавы, имеющие монокристалльную структуру, то есть когда вообще отсутствуют большеугловые границы.

11.6. АНТИФРИКЦИОННЫЕ СПЛАВЫ

Эти сплавы применяются для заливки вкладышей подшипников скольжения. Основное требование, предъявляемое к таким материалам — низкий коэффициент трения при работе в паре со сталью. Сплавы должны также обладать способностью удерживать смазку между валом и подшипником и иметь высокую теплопроводность для быстрого отвода тепла от трущихся поверхностей. Температура плавления сплавов должна быть невысокой — это облегчает заливку вкладышей.

Для обеспечения нужных свойств сплав должен иметь мягкую основу с равномерно распределёнными в ней твёрдыми частицами или, наоборот, сравнительно твёрдую основу с мягкими включениями. За счёт мягкой структурной составляющей подшипник легко прирабатывается к валу. Так как мягкая составляющая изнашивается быстрее, чем твёрдая, то на поверхности вкладыша образуется микрорельеф, который заполняется смазкой и удерживает её.

Химический состав баббитов

Марка сплава	Содержание, мас. %				
	Sb	Cu	Sn	Pb	Другие элементы
Б88	7,3–7,8	2,5–3,5	остальное	—	0,8–1,2 Cd; 0,15–0,25 Ni
Б83	10–12	5,5–6,5	остальное	—	—
БН	13–15	1,5–2,0	9–11	остальное	0,5–0,9 As; 0,1–0,7 Cd; 0,1–0,5 Ni
Б16	15–17	1,5–2,0	15–17	остальное	—

Наиболее широко в качестве антифрикционных материалов используют *баббиты* — сплавы на основе олова и свинца (табл. 8). Наилучшими свойствами обладают *оловянные баббиты*; их применяют для подшипников ответственного назначения. В этих сплавах основным легирующим элементом является сурьма. Этот элемент образует с оловом α -твёрдый раствор, являющийся мягкой структурной составляющей, и твёрдые включения β' -фазы (SnSb). Сплавы системы Sn–Sb сильно склонны к ликвации по удельному весу. Для её устранения сплавы легируют медью: образующиеся при кристаллизации разветвлённые дендриты фазы Cu_3Sn мешают всплыванию на поверхность более лёгких кристаллов β' -фазы. Кроме того, частицы Cu_3Sn являются твёрдыми включениями, что способствует повышению износостойкости вкладышей.

Свинцовые баббиты применяют для менее нагруженных подшипников. Эти сплавы легируют медью, сурьмой и оловом. Их основа — α -твёрдый раствор указанных элементов в свинце, в котором присутствуют твёрдые частицы SnSb, Cu_3Sn и Cu_2Sb . Баббиты могут также содержать никель, кадмий, мышьяк и другие элементы. Дополнительное легирование такими элементами способствует упрочнению основы сплава и образованию твёрдых частиц ряда фаз.

К антифрикционным сплавам, имеющим твёрдую основу и мягкие включения, относится свинцовая бронза (см. раздел 11.4). Мягкой составляющей в этом сплаве являются включения свинца.

ПРИЛОЖЕНИЕ

МАРКИРОВКА СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ

СТАЛИ

1. Углеродистые стали обыкновенного качества. Буквы «Ст» в марке обозначает «сталь», цифра — условный номер марки. С увеличением номера возрастает содержание углерода (Ст1, Ст2, ..., Ст6). В конце марки указывается степень раскисления: «кп» — кипящая, «пс» — полуспокойная, «сп» — спокойная (Ст3кп). Если в марке присутствует буква «Г», то сталь содержит повышенное количество марганца (Ст3Гпс).

2. Углеродистые качественные стали. Марка содержит две цифры, указывающие среднее содержание углерода в сотых долях процента (08, 10, 20, ..., 70). В этих сталях также может указываться степень раскисления (10кп).

3. Легированные конструкционные стали. В начале марки указывается содержание углерода в сотых долях процента. Далее следует обозначение легирующих элементов:

А — азот (N);	Н — никель (Ni);
Б — ниобий (Nb);	Р — бор (B);
В — вольфрам (W);	С — кремний (Si);
Г — марганец (Mn);	Т — титан (Ti);
Д — медь (Cu);	Ф — ванадий (V);
К — кобальт (Co);	Х — хром (Cr);
М — молибден (Mo);	Ю — алюминий (Al).

Цифры после букв указывают содержание легирующих элементов в процентах с округлением до целого числа. При содержании элемента до 1,5 % цифра не ставится (30ХГС). Буква «А» в середине марки указывает, что сталь легирована азотом. Если же буква «А» стоит в конце марки, то это означает, что сталь высококачественная (30ХНЗА). В конце марки могут присутствовать дополнительные буквы: буква «Ш» означает, что сталь подвергалась электрошлаковому переплаву (95Х18-Ш), буквы «ВД» — вакуумно-дуговому переплаву (30ХГСА-ВД). Буква «Л» в конце марки означает, что сталь литейная (110Г13Л).

4. Подшипниковые стали. Буквы «ШХ» означают, что сталь шарикоподшипниковая хромистая. После букв ШХ указывается содержание хрома в десятых долях процента (ШХ15). Содержание углерода в этих сталях составляет ~1% и в марке не указывается.

5. Автоматные стали. Автоматные стали маркируются как обыкновенные углеродистые или легированные стали, но в начале марки добавляются буквы:

А — для сталей с повышенным содержанием S и P (А20);
АС — для сталей, легированных Pb (АС40Х);
АЦ — для сталей, легированных Са (АЦ35Г).

Селен, вводимый в некоторые автоматные стали, обозначается буквой «Е» в середине или конце марки как обычный легирующий элемент (А45Е).

6. Углеродистые инструментальные стали. В марке этих сталей после буквы «У» («углеродистая») ставятся цифры, указывающие содержание углерода в *десятых* долях процента (У7, У12А).

7. Легированные инструментальные стали. Цифра в начале марки указывает содержание углерода в *десятых* долях процента. Если углерода содержится 1% или более, то цифра не ставится. Затем в марке приводятся обозначения и содержание легирующих элементов (5ХНМ, 9ХС, ХВГ, Х12М).

Если сталь быстрорежущая, то марка стали начинается с буквы «Р», за которой следует число, указывающее содержание вольфрама в процентах; затем перечисляются другие легирующие элементы (Р9, Р6М5).

ЧУГУНЫ

1. Серые чугуны. В марке после букв «СЧ» указывается минимальный гарантируемый предел прочности на разрыв в кг/мм^2 (СЧ 10, СЧ 35).

2. Высокопрочные чугуны. В марке после букв «ВЧ» указывается предел прочности на разрыв в кг/мм^2 (ВЧ 35, ВЧ 100).

3. Ковкие чугуны. После букв «КЧ» приводятся предел прочности на разрыв в кг/мм^2 и относительное удлинение в процентах (КЧ 37-12, КЧ 65-3).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

ОСНОВНОЙ

1. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. — М.: Машиностроение, 1990. — 528 с.
2. Материаловедение / Под ред. Б.Н. Арзамасова. — М.: Машиностроение, 1986. — 384 с.
3. Гуляев А.П. Металловедение. — М.: Металлургия, 1986. — 541 с.
4. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И., Войткун Ф. Материаловедение. / Под общ. ред. Ю.П. Солнцева. — М.: МИСиС, 1999. — 600 с.

ДОПОЛНИТЕЛЬНЫЙ

5. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. — М.: Металлургия, 1993. — 448 с.
6. Физическое металловедение / С.В. Грачёв, В.Р. Бараз, А.А. Богатов, В.П. Швейкин. — Екатеринбург: УГТУ–УПИ, 2001. — 534 с.
7. Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлёв Л.Г. Основы термической обработки стали. — М.: Наука и технологии, 2002. — 519 с.
8. Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. — М.: МИСиС, 1994. — 479 с.
9. Гольдштейн М.И., Грачёв С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. — М.: МИСиС, 1999. — 408 с.
10. Колачёв Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. — М.: МИСиС, 1999. — 416 с.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ.....	3
ГЛАВА I. ОСНОВЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ.....	4
1. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ	
1.1. Общая характеристика металлов.....	4
1.2. Кристаллические решётки металлов.....	5
1.3. Дефекты кристаллического строения.....	7
1.4. Методы исследования структуры металлов.....	10
2. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ.....	13
3. СТРОЕНИЕ СПЛАВОВ	
3.1. Фазы в металлических сплавах.....	17
3.2. Диаграммы состояний двойных систем.....	19
4. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ	
4.1. Упругая и пластическая деформация.....	24
4.2. Разрушение металлов.....	28
4.3. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла.....	29
4.4. Холодная и горячая деформация.....	32
5. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ	
5.1. Механические свойства, определяемые при статических испытаниях на растяжение.....	33
5.2. Твёрдость металлов.....	35
5.3. Механические свойства, определяемые при динамических испытаниях.....	35
5.4. Механические свойства при циклических нагрузках.....	37
5.5. Вязкость разрушения.....	38
5.6. Конструкционная прочность металлов.....	39
5.7. Пути повышения прочности металлов.....	40
6. ЖЕЛЕЗО И ЕГО СПЛАВЫ.....	41
6.1. Компоненты и фазы в системе железо–углерод.....	41
6.2. Превращения в сплавах системы железо–цементит.....	42
6.3. Превращения в сплавах системы железо–графит.....	48
6.4. Влияние углерода и примесей на свойства сталей.....	49
6.5. Легирующие элементы в сталях.....	50
6.6. Классификация сталей.....	53
6.7. Чугуны.....	54

ГЛАВА II. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА.....	57
7. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ.....	59
7.1. Процессы, происходящие при нагреве стали.....	59
7.2. Превращения аустенита при охлаждении стали.....	62
7.3. Превращения, протекающие при отпуске закалённой стали.....	73
7.4. Отжиг первого рода.....	78
7.5. Отжиг второго рода.....	80
7.6. Закалка стали.....	84
7.7. Отпуск закалённой стали.....	90
7.8. Поверхностная закалка стали.....	91
7.9. Химико-термическая обработка стали.....	92
7.10. Термомеханическая обработка стали.....	94
8. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВОВ С ПЕРЕМЕННОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ КОМПОНЕНТОВ В ТВЁРДОМ СОСТОЯНИИ.....	97
ГЛАВА III. КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ.....	101
9. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ.....	101
9.1. Конструкционные углеродистые стали.....	101
9.2. Конструкционные легированные стали.....	102
9.3. Улучшаемые легированные стали.....	103
9.4. Цементуемые стали.....	104
9.5. Подшипниковые стали.....	104
9.6. Пружинные стали.....	105
9.7. Стали повышенной обрабатываемости резанием.....	105
9.8. Коррозионностойкие стали.....	106
9.9. Жаростойкие стали.....	108
9.10. Жаропрочные стали.....	109
10. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ.....	112
10.1. Стали и сплавы для режущего инструмента.....	112
10.2. Штамповые стали для холодного деформирования.....	115
10.3. Штамповые стали для горячего деформирования.....	115
11. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ.....	
11.1. Алюминий и алюминиевые сплавы.....	116
11.2. Магний и магниевые сплавы.....	121
11.3. Титан и титановые сплавы.....	123
11.4. Медь и медные сплавы.....	127
11.5. Никель и никелевые сплавы.....	130
11.6. Антифрикционные сплавы.....	133
ПРИЛОЖЕНИЕ. МАРКИРОВКА СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ.....	135
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	137