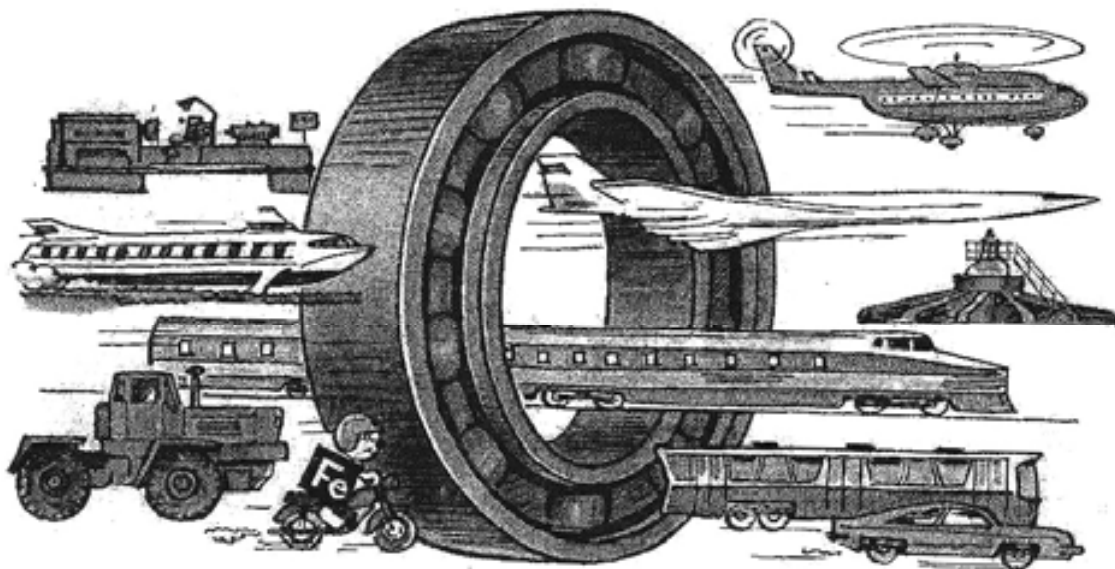


Г.Н. ТЕПЛУХИН  
А.В. ГРОПЯНОВ

# МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Учебное пособие



Санкт-Петербург  
2011

**Г.Н. ТЕПЛУХИН  
А.В. ГРОПЯНОВ**

# **МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА**

**Учебное пособие**

**Санкт-Петербург  
2011**

Министерство образования и науки Российской Федерации  
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего профессионального образования  
«Санкт-Петербургский государственный технологический университет  
растительных полимеров»

---

*80-летию СПбГТУРП посвящается*

**Г.Н. Теплухин  
А.В. Гропянов**

**МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ  
ОБРАБОТКА**

**Учебное пособие**

**Санкт-Петербург  
2011**

УДК 669.2:621.78.04  
ББК 35.77я73  
Т35

Теплухин Г.Н., Гропянов А.В. *Металловедение и термическая обработка: учеб. пособие / СПбГТУ РП. - СПб., 2011. 169с.: ил. 97. Табл. 38.*

В учебном пособии изложены основы металловедения и термической обработки чёрных и цветных металлов. Рассмотрены закономерности структурообразования, принципы легирования и маркировки основных конструкционных, жаропрочных и инструментальных материалов, а также сталей и сплавов с особыми физическими свойствами. Предназначается для студентов специальности 140104 (100700) «Промышленная теплоэнергетика» и может быть полезно студентам других специальностей.

Рецензенты: зав. кафедрой исследования структуры и свойств материалов Санкт-Петербургского государственного политехнического университета доктор технических наук, профессор Е.Л. Гюлиханданов.

Профессор Санкт-Петербургского государственного университета низкотемпературных и пищевых технологий, доктор технических наук, С.А. Вологжанина.

Утверждено Редакционно-издательским советом университета в качестве учебного пособия.

© Теплухин Г. Н., Гропянов А.В., 2011  
© ГОУВПО Санкт-Петербургский  
государственный технологический  
университет растительных полимеров, 2011

## ВВЕДЕНИЕ

Металловедение изучает внутреннее строение и свойства металлов и сплавов в их взаимосвязи. К числу свойств металлов и сплавов относятся: механические (прочность, вязкость и твёрдость), химические (сопротивление действию агрессивной среды), физические (магнитные, электрические, объёмные и тепловые), технологические (жидкотекучесть, штампуемость, обрабатываемость режущим инструментом, прокаливаемость).

Для истории металловедения характерны следующие три периода. Первый период (до двадцатых годов прошлого века), во время которого были заложены основы металловедения и создано общее представление о металлах и сплавах. Это было сделано на основе исследования их строения как невооружённым глазом, так и с помощью металлографического микроскопа и путём обычных методов лабораторных испытаний их свойств.

Во втором периоде (с двадцатых по пятидесятые годы), удалось создать ясное представление о расположении атомов в идеальных кристаллах металлов и о процессах, происходящих в них, на основе результатов рентгеноструктурного анализа и более тонких и всесторонних методов лабораторных исследований. Однако оказалось, что наиболее важные свойства металлов определяются не идеальным расположением атомов в металлических кристаллах, а нарушениями такого расположения, т.е. дефектами их строения.

Третий период (с пятидесятых годов) связан с появлением более эффективного, чем рентгеновские лучи, ядерного излучения (быстрые нейтроны,  $\alpha$ -частицы и т.д.), что наряду с применением электронной микроскопии и других современных методов лабораторного исследования обеспечило возможность более глубокого и всестороннего изучения строения реальных металлов. В кристаллах металлов удалось изменять расположение атомов, создавать там различные дефекты строения и изучать их взаимодействие, от которого зависят важнейшие свойства реальных металлов. Благодаря этому металловедение может не только объяснять строение и свойства металлов и сплавов, но и предвидеть их, а также изменять их в желательном для производства и эксплуатации направлении.

Современное металловедение обобщает и использует практический опыт многочисленных научных и промышленных лабораторий на основе новейших достижений физики и физической химии. Всё это позволило создать в металловедении ряд теорий, позволивших не только усовершенствовать заводские технологические процессы, но и создать новые процессы, способствующие развитию машиностроения и металлургии.

Быстрое развитие металловедения в XIX в. явилось результатом работы учёных в разных странах, так в России – П. П. Аносова, Д. К. Чернова, Н. В. Калакуцкого; во Франции – Ф. Осмонда, А. Портвена; в Германии – Г. Таммана; в Англии – В. Робертс-Аустена, В. Розенгейна; в США – Г. М. Хоу, А. Совера, Э. Бейна.

П. П. Аносов (1797-1851 гг.) организовал на Златоустовском заводе производство качественной литой стали и исследовал влияние на неё марганца, хрома, титана и других элементов. Имя П. П. Аносова связано с открытием утерянного секрета производства булатных клинков, изучением строения стальных слитков, применением в 1831 г. микроскопа для исследования стали и с открытием газовой цементации.

Основоположником металловедения является русский учёный Д. К. Чернов (1839 – 1921 гг.), который, работая на Обуховском заводе, в 1868 г. сделал замечательное открытие критических точек стали и установил связь между ними и изменениями в структуре и свойствах.

Идеи Д. К. Чернова были подтверждены и развиты французским учёным Ф. Осмондом (1849-1912 гг.), который уже измерял температуру стали термоэлектрическим пирометром, пользовался металлографическим микроскопом, созданным его соотечественником Ле-Шателье, и написал в 1895 г. книгу «О микроскопической металлографии».

В последующем Д. К. Чернов развил учение о кристаллизации стали при затвердевании стальных слитков и о центрах кристаллизации. Им ещё в 1884 г. были описаны линии (полосы) скольжения на поверхности деформированной стали, установлено, что закалку стальных изделий можно производить не только в воде или масле, но и в горячих средах при температуре 200°C и несколько выше, а также разработан вопрос о термической усталости на примере артиллерийских орудий.

Дальнейшие успехи металловедения как в нашей стране, так и за рубежом связаны с работой большого количества учёных и работников производства и с развитием ряда научных школ и направлений.

Авторы являются представителями ленинградской школы металловедов, основанной профессором А.С. Завьяловым (1905-1985 гг.), чьё имя связано с созданием отечественной брони. А.С. Завьялов является автором оригинальной теории фазовых превращений в сталях перлитного класса.

# 1. СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ КАК СЛЕДСТВИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МЕЖДУАТОМНОЙ СВЯЗИ

М.В. Ломоносов охарактеризовал металлы как «светлые тела, которые ковать можно», подчеркнув, таким образом, их металлический блеск и пластичность. В настоящее время мы добавим металлам ещё два важных свойства: высокую электро- и теплопроводность.

Общность свойств металлов обусловлена особым типом связи между их атомами. Внешние (валентные) электроны атомов металлов, в отличие от атомов неметаллических элементов, слабо связаны с ядром. Поэтому в металлах атомы легко теряют валентные электроны, превращаясь, таким образом, в положительно заряженные ионы. Освободившиеся электроны образуют так называемый электронный газ, который относительно свободно перемещается между ионами. Электростатическое притяжение между отрицательно заряженным электронным газом и положительно заряженными ионами и представляет собой металлический тип связи.

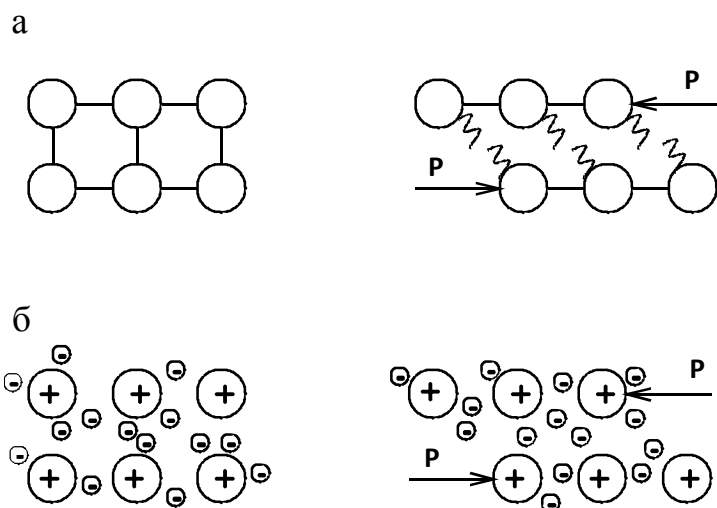


Рис. 1. Смещение атомов под воздействием внешних сил при неметаллическом (а) и металлическом (б) характере междуатомной связи.

Слева - до приложения внешних сил; справа - после приложения силы Р

Металлическая междуатомная связь, в отличие от других типов междуатомной связи, не имеет направленного характера. Электроны, образующие электронный газ, не связаны с отдельными атомами, а принадлежат в одинаковой мере всем атомам. Вследствие этого электроны могут перемещаться внутри металла, не нарушая междуатомной связи.

Именно особенностями металлической междуатомной связи и можно объяснить характерные для металлов свойства. Так, высокая

электропроводность металлов объясняется возможностью ускорения свободных электронов под воздействием электрического поля; высокая теплопроводность обусловлена участием свободных электронов в передаче тепловой энергии.

Способность металлов к пластической деформации обусловлена тем, что благодаря ненаправленному характеру связи приложение внешних сил приводит не к разрыву связи между атомами, а лишь к их взаимному

относительному смещению (рис.1). При новом расположении атомов (ионов) характер связи между ними остаётся таким же, как и при старом. Наличие у металлов характерного «металлического» блеска является следствием взаимодействия электромагнитных световых волн со свободными электронами.

### 1.1. Кристаллическое строение металлов

Строение металлов в твёрдом состоянии характеризуется закономерным, периодически повторяющимся расположением атомов в пространстве, которое можно представить в виде плоской (рис.2) или пространственной (рис.3) кристаллической решётки.

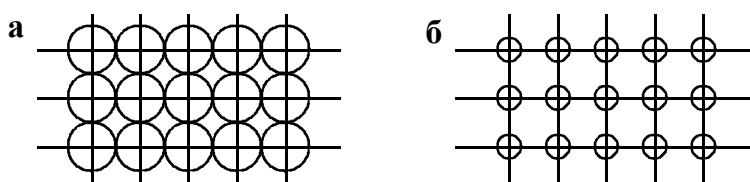


Рис. 2. Плоская кристаллическая решётка:  
 а - действительное расположение атомов;  
 б - условное изображение

Условно она изображается в виде прямых линий, точки пересечения которых, называемые узлами решётки, являются местами расположения атомов<sup>1</sup>. Для установления порядка взаимного расположения атомов в решётке достаточно изобразить **элементарную ячейку** – наименьшую часть решётки, дающую полное представление о пространственном расположении атомов в данном кристаллическом веществе.

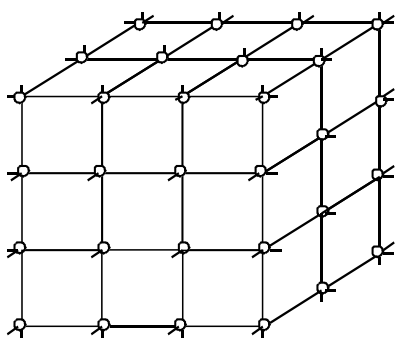


Рис. 3. Пространственная кристаллическая решетка

На рис.4 показана элементарная ячейка простой **кубической** решётки. Ячейка образована атомами, расположенными в вершинах куба. Расстояние *a* между центрами атомов, находящихся в соседних узлах решётки, называется **параметром** или **периодом** решётки. У большинства металлов параметр решётки находится в пределах  $(0,2 \div 0,6) \times 10^{-9}$  м.

Элементарная ячейка **объёмно-центрированной кубической** решётки (ОЦК) изображена на рис. 5 а, а схема упаковки атомов в ней – на рис. 5 б.

<sup>1</sup> Как отмечено ранее, в металлах существуют не атомы, а ионы. Поэтому, пользуясь словом «атомы», будем помнить, что применительно к металлам оно является условным.



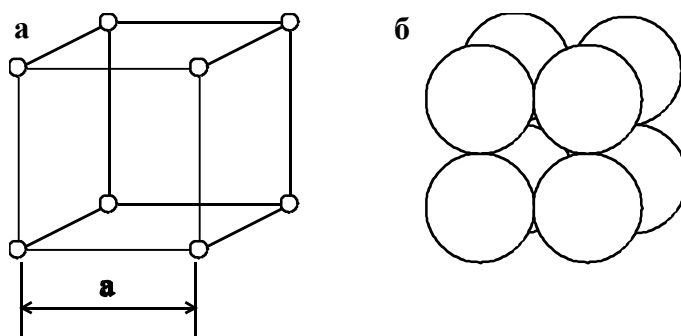


Рис. 4. Элементарная ячейка простой кубической решётки (а) и схема упаковки атомов в ней (б).

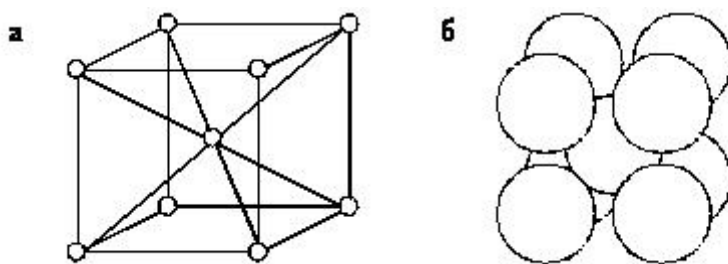


Рис. 5. Элементарная ячейка объёмно-центрированной кубической решётки (а) и схема упаковки атомов в ней (б)

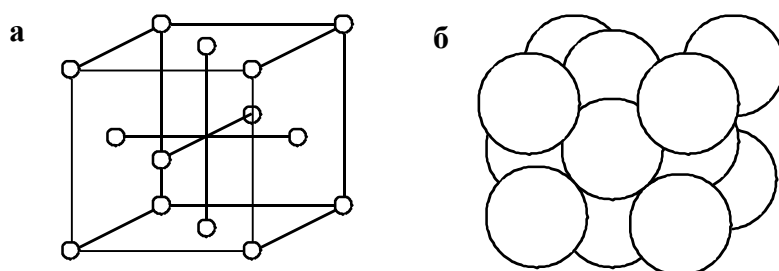


Рис. 6. Элементарная ячейка гранецентрированной кубической решётки (а) и схема упаковки атомов в ней (б)

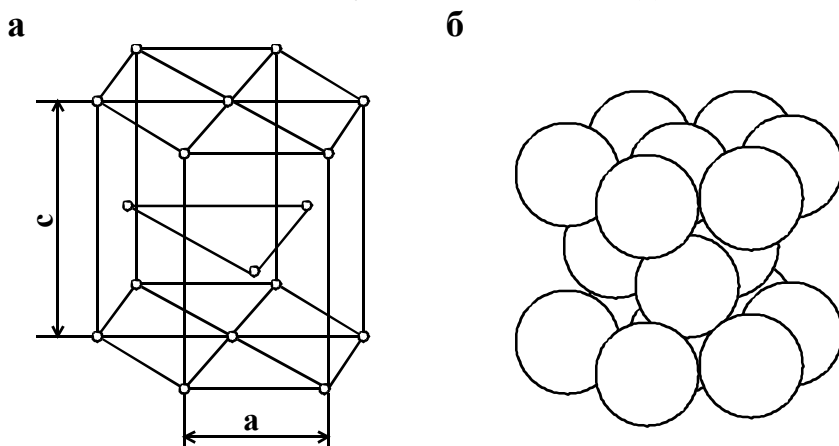


Рис. 7. Элементарная ячейка гексагональной плотноупакованной кубической решётки (а) и схема упаковки атомов в ней (б)

В элементарной ячейке **гранцентрированной кубической** решётки (ГЦК) имеется, наряду с восемью атомами в вершинах куба, по одному атому в центре каждой из шести граней (рис.6).

Элементарная ячейка **гексагональной плотноупакованной** решётки (ГП) изображена на рис. 7 а. Соотношение параметров в этой решётке  $c/a = 1,633$ .

Типы кристаллических решёток, в которых кристаллизуются важнейшие металлы, приведены в табл. 1.

Таблица 1

Типы кристаллических решёток важнейших металлов

<b>А. Металлы с неизменяющимся типом решётки</b>	
Тип решётки	Металлы
ОЦК	Na, K, V, Nb, Cr, Mo, W,
ГЦК	Cu, Ag, Au, Al, Pb, Ni, Pt,
Гексагональная	Be, Mg, Zn, Cd
<b>Б. Металлы с изменяющимся типом решётки</b>	
Ca	ГЦК $\leftarrow$ 450 °С $\rightarrow$ ГП
Ti	ГП $\leftarrow$ 882 °С $\rightarrow$ ОЦК
Zr	ГП $\leftarrow$ 862 °С $\rightarrow$ ОЦК
Fe	ОЦК $\leftarrow$ 911 °С $\rightarrow$ ГЦК $\leftarrow$ 1392 °С $\rightarrow$ ОЦК
Co	ГП $\leftarrow$ 477 °С $\rightarrow$ ГЦК

Общность кристаллического строения металлов обуславливает и общность некоторых свойств. В частности, металлы, кристаллизующиеся в гексагональной и ОЦК – решётках, имеют значительно большую склонность к хрупким разрушениям, чем металлы, кристаллизующиеся в ГЦК – решётке. Так, хром, вольфрам, молибден, ниобий (ОЦК – решётка), а также магний, цинк, кадмий (гексагональная решётка) являются в обычных условиях хрупкими или малопластичными металлами. Вместе с тем, алюминий, медь, никель, серебро, золото, платина, свинец (ГЦК – решётка) обладают весьма высокой пластичностью.

## 1.2. Полиморфизм металлов

Некоторые металлы при различных температурах существуют в различных кристаллических формах (модификациях). Существование

вещества в различных кристаллических формах называется **полиморфизмом** или **аллотропией**.

Кристаллические модификации одного и того же металла обозначаются буквами греческого алфавита:  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$  и т.д.

Переход одной кристаллической модификации в другую совершается при постоянной температуре и сопровождается выделением тепла при охлаждении и поглощением тепла при нагревании. Поэтому на кривой «температура – время» (рис.8) полиморфному превращению соответствует горизонтальный участок.

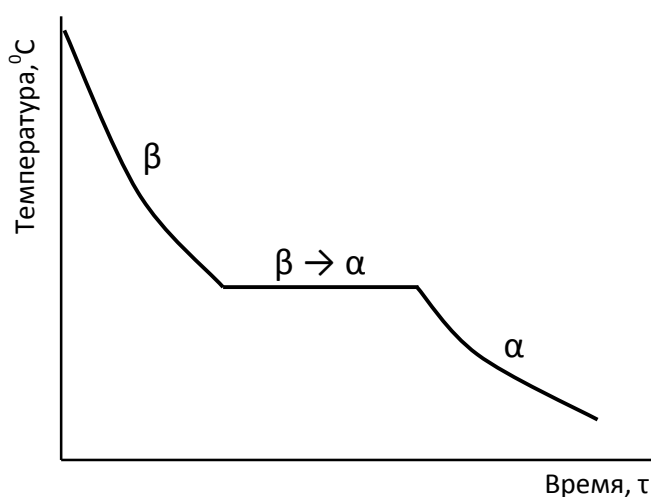


Рис.8. Кривая охлаждения при полиморфном превращении

Большое значение в технике имеет полиморфизм железа. На использовании этого явления основаны процессы термической обработки железных сплавов, изменяющих механические свойства сплавов в чрезвычайно широких пределах.

Подробному рассмотрению этих процессов посвящены последующие разделы курса.

### 1.3. Анизотропия

Одним из проявлений кристаллического строения веществ является **анизотропия**, под которой понимается неодинаковость свойств кристаллов в различных направлениях. Различие свойств может быть очень большим. Например, у кристалла цинка коэффициент линейного расширения в двух взаимно перпендикулярных направлениях различается в четыре раза. Прочность кристалла железа в двух взаимно перпендикулярных направлениях различается более, чем в два раза.

Зависимость от направлений в кристаллической решётке присуща и химическим свойствам металлов.

Анизотропия кристаллов объясняется неодинаковой плотностью упаковки атомов в различных плоскостях и направлениях кристаллической решётки. Например, в ячейке ОЦК – решётки на грань 1 площадью  $a^2$  (рис. 9) приходится один атом (поскольку каждый из четырёх атомов, расположенных в вершинах грани, принадлежит четырём аналогичным граням соседних ячеек). На диагональную же плоскость 2, имеющую площадь  $a^2\sqrt{2}$ , приходится два атома или один атом на площадь  $a\sqrt{2} / 2$ . Следовательно, в диагональной плоскости 2 плотность упаковки атомов больше, чем в плоскости 1, совпадающей с гранью куба.

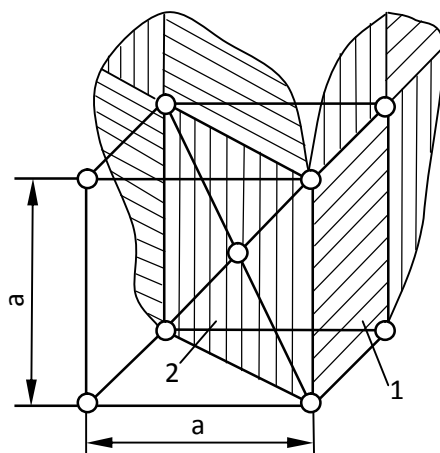


Рис. 9. Схема размещения атомов в двух плоскостях ОЦК - решётки  
 1 – плоскость, совпадающая с гранью куба;  
 2 – диагональная плоскость

Анизотропия свойственна одиночным кристаллам или так называемым **монокристаллам**. Большинство же промышленных металлов имеет поликристаллическое строение, т.е. состоит из множества **кристаллитов** или **зёрен**, кристаллическая решётка которых произвольно ориентирована в пространстве. Каждое зерно в отдельности анизотропно, но в целом, из-за большого числа зёрен, свойства данного поликристаллического металла получаются усреднёнными в любом направлении.

#### 1.4. Несовершенства кристаллического строения металлов

Строение реальных металлов отличается от идеального представления наличием большого количества несовершенств, влияющих на их свойства.

Различают точечные, линейные и поверхностные несовершенства кристаллического строения металлов.

**К точечным несовершенствам** относятся:

- вакансии, или свободные узлы кристаллической решётки;
- дислоцированные атомы, т.е. атомы, занимающие междуузлия;
- примесные атомы, т.е. атомы других элементов (рис. 10).

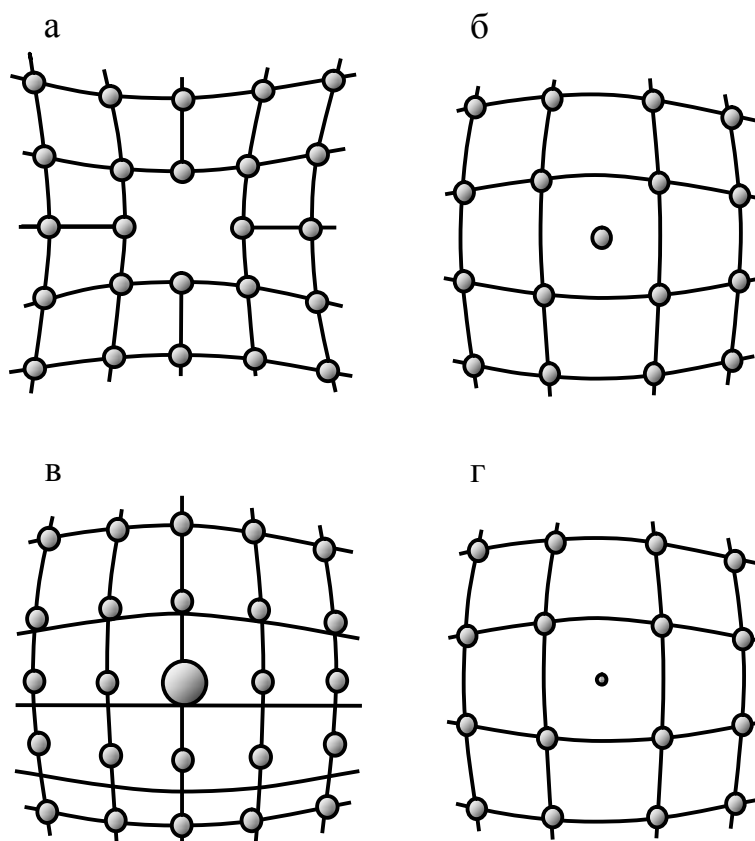


Рис. 10. Точечные несовершенства кристаллической решётки:  
а – вакансии; б – дислоцированные атомы; в, г – атомы примесей

**Линейные несовершенства** характеризуются значительно большей протяжённостью в одном измерении по сравнению с двумя другими. Важнейшими линейными несовершенствами являются **дислокации**. Дислокации, образованные краем экстраплоскости (см. пунктирную линию на рис. 11) называют **краевыми**; дислокации, образуемые в результате поворота одной части кристалла относительно другой (рис.12) называют **винтовыми**.

Важной характеристикой дислокационного строения металлов, оказывающей решающее влияние на их свойства, является **плотность дислокаций**  $\rho$ , под которой понимают суммарную длину дислокаций (см), приходящуюся на единицу объёма кристалла ( $1 \text{ см}^3$ ). Размерность плотности дислокаций:  $\text{см}/\text{см}^3$ , или  $\text{см}^{-2}$ .

Зависимость прочности металла от плотности несовершенств кристаллической решётки показана на рис. 13.

У **поверхностных несовершенств** протяжённость в двух измерениях значительно больше, чем в третьем. К важнейшим несовершенствам этого типа принадлежат **границы между зёрнами** в поликристаллических металлах (рис. 14). Вследствие неодинаковости пространственной ориентации решёток в соседних зёрнах происходит нарушение порядка расположения атомов, т.е. искажение кристаллической решётки на границе между зёрнами.

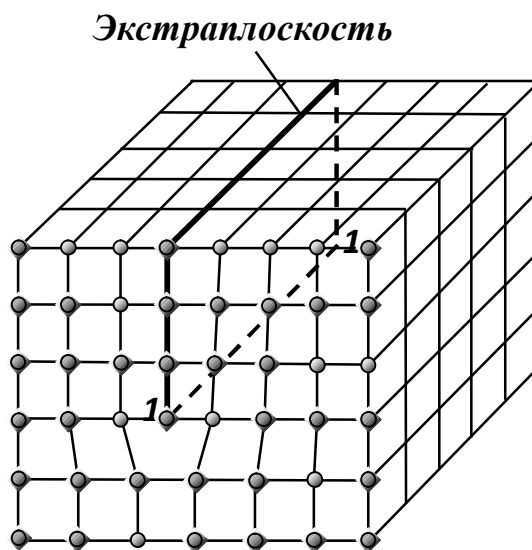


Рис. 11. Краевая дислокация

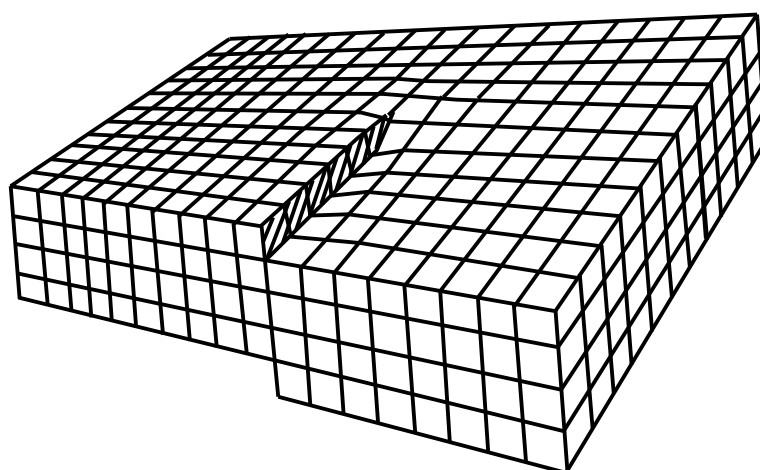


Рис. 12. Винтовая дислокация

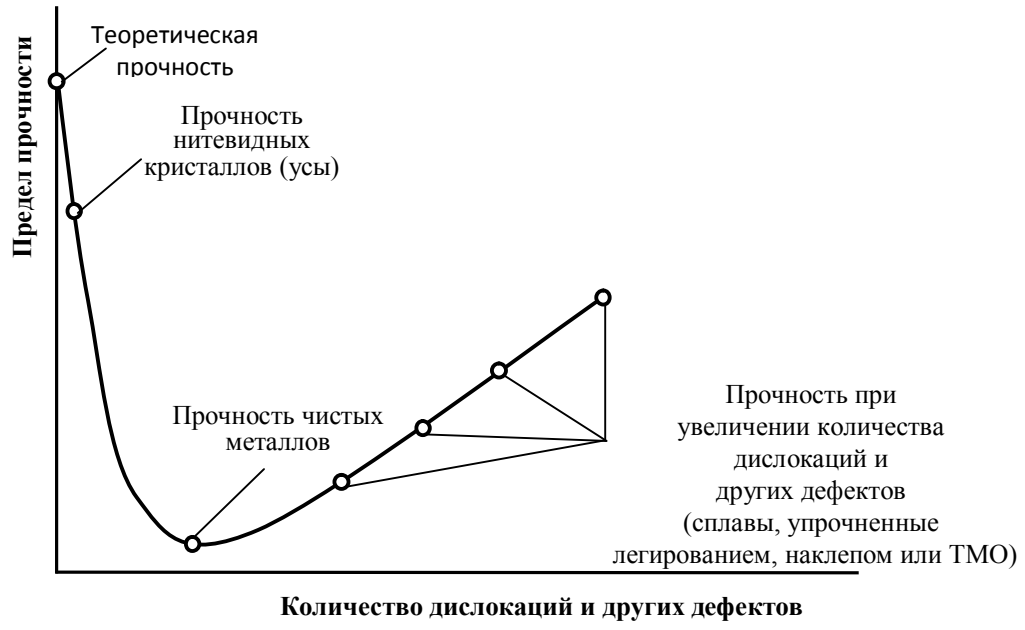


Рис. 13. Зависимость прочности металла от плотности несовершенств кристаллической решётки

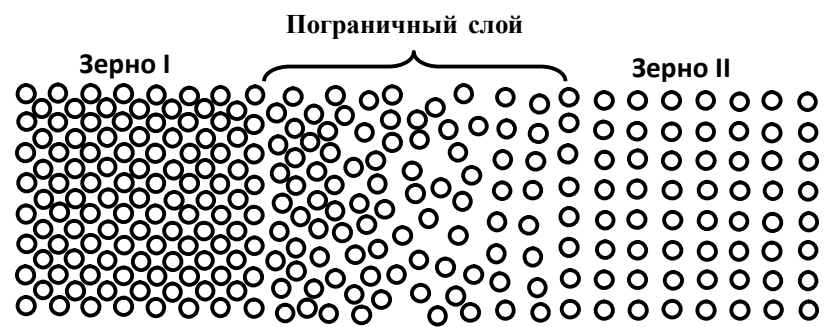


Рис. 14. Схема размещения атомов внутри и по границам зёрен

Поверхностные несовершенства имеются и внутри зёрен. Зёрна по своему кристаллическому строению не совсем однородны. Они состоят из отдельных **субзёрен** или **блоков** размером  $10^{-2} \div 10^{-6}$  см. Угол разориентировки кристаллических решёток соседних блоков не превышает  $1 \div 2^\circ$ .

Блочное строение зёрен носит название **мозаичной структуры** или **субструктуры**. Схема мозаичной структуры приведена на рис. 15.

Поверхностные несовершенства кристаллической решётки в виде границ зёрен и блоков тормозят перемещение дислокаций и, тем самым, повышают прочность металла.

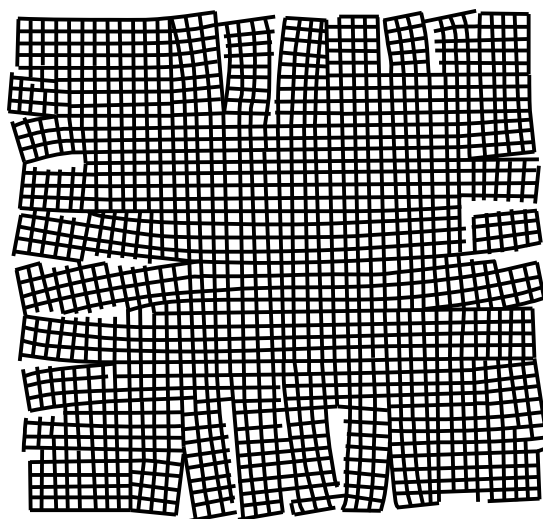


Рис.15. Схема мозаичной структуры

Мелкозернистые металлы и металлы с хорошо развитой мозаичной структурой, отличающиеся большой протяжённостью границ, при прочих равных условиях более прочны, чем крупнозернистые металлы с грубой мозаичной структурой.

### 1.5. Закономерности кристаллизации металлов

Металлы, как и любые вещества, могут находиться в четырёх агрегатных состояниях: твёрдом, жидком, газообразном, в виде плазмы. Переход металла из твёрдого состояния в жидкое называется плавлением; обратный процесс называется кристаллизацией. Температура, при которой начинается процесс плавления, называется температурой плавления.

На рис. 16 изображена кривая охлаждения чистого металла. При температуре затвердевания  $t_3$ , которую можно условно считать равной температуре плавления, наблюдается остановка охлаждения, объясняемая выделением скрытой теплоты кристаллизации. Кривые охлаждения строятся при чрезвычайно медленном охлаждении.

В реальных условиях скорость охлаждения значительно больше, и процесс затвердевания происходит при более низкой температуре. Разница между теоретической температурой затвердевания и реальной, зависящей от скорости охлаждения, называется степенью переохлаждения  $\Delta t$ .

Процесс кристаллизации состоит из зарождения центров кристаллизации и их роста. Немецкий учёный Тамман установил взаимосвязь между скоростью зарождения центров кристаллизации  $ЧЦ$ , скоростью их роста  $СК$  и степенью переохлаждения (рис. 17). Открытая закономерность имеет очень большое практическое значение.



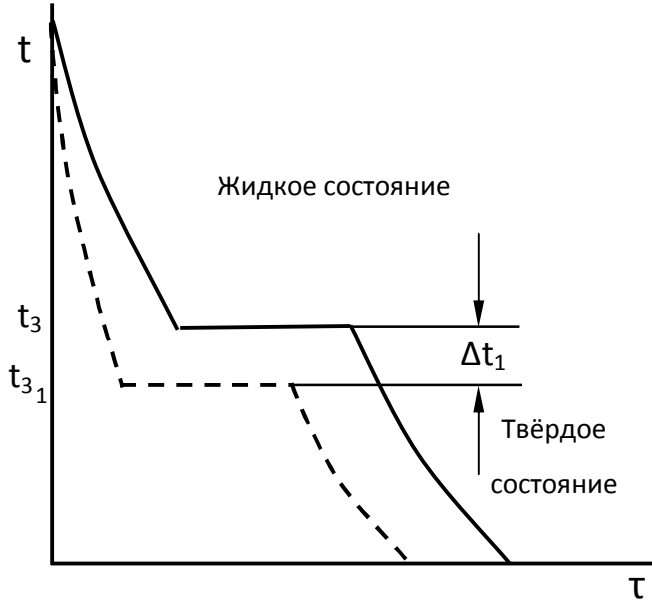


Рис. 16. Кривые охлаждения  
 Пунктиром показано охлаждение с большей скоростью (с переохлаждением);  $\Delta t_1$  – переохлаждение

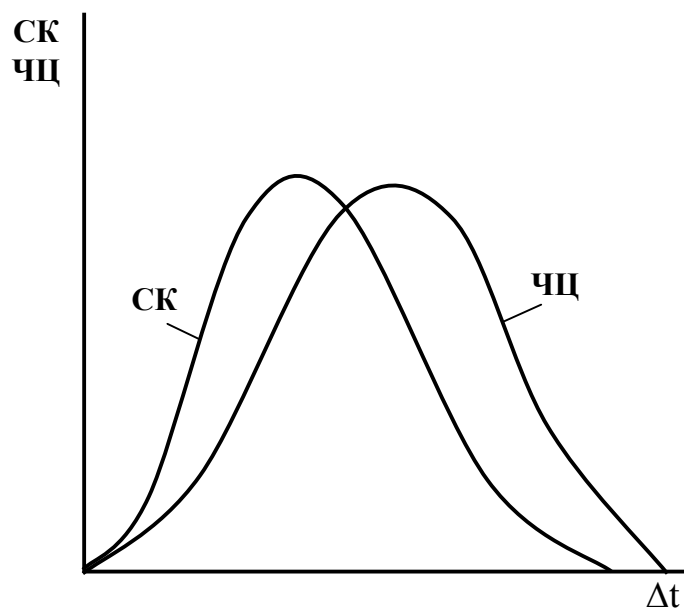


Рис. 17. Зависимость скорости зарождения ЧЦ и скорости роста кристаллов СК от степени переохлаждения  $\Delta t$

Рассмотрим влияние степени переохлаждения на скорость зарождения центров кристаллизации (рис. 18). Хорошо видно, что при переохлаждении  $\Delta t_1$  образуется 5 центров кристаллизации на единицу площади, при  $\Delta t_2 - 10$ ,

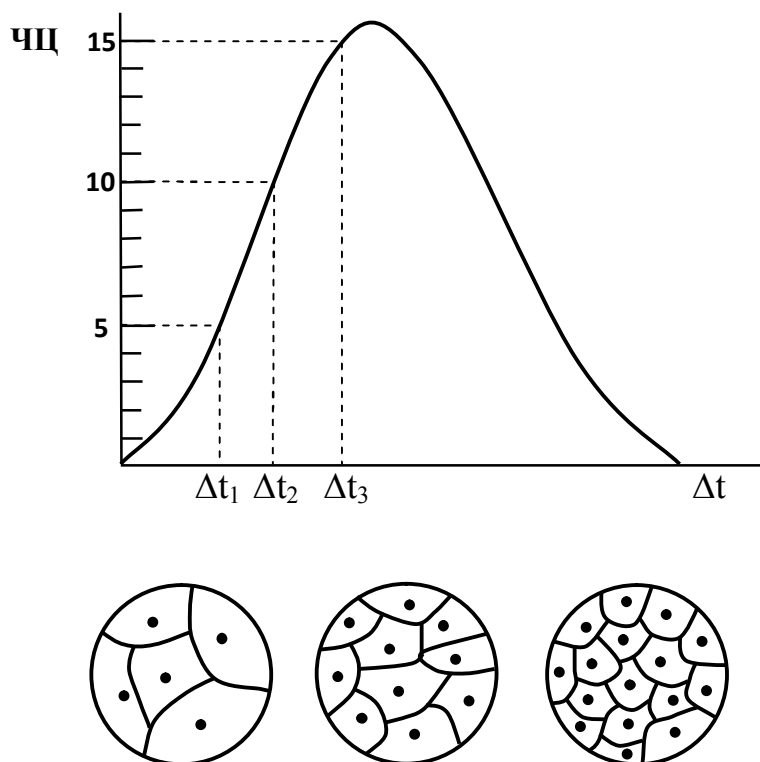


Рис.18. Влияние степени переохлаждения на величину зерна

при  $\Delta t_3$  – 15, а значит, и величина зерна металла уменьшается при увеличении степени переохлаждения (скорости охлаждения). Поэтому для получения в отливках более мелкого зерна необходимо охлаждать их с возможно большей скоростью. По различным причинам это не всегда целесообразно. Вместе с тем, возможно уменьшить величину зерна в металле путём введения в расплав мелких труднорастворимых частиц, которые будут служить центрами кристаллизации. Такой способ получил название **модифицирования**.

## 2. МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ

### 2.1. Общие положения

Применение чистых металлов в качестве конструкционных материалов нецелесообразно из-за низкой прочности. В связи с этим широкое применение нашли сплавы.

Под **сплавами** понимают сложные вещества, полученные сплавлением двух или нескольких элементов.

Элементы или химические соединения, образующие сплав, называют **компонентами**. Одним из компонентов металлического сплава может быть неметалл.

В жидком состоянии компоненты сплава обычно неограниченно растворимы друг в друге, образуя жидкие растворы.

В твёрдом состоянии в зависимости от взаимодействия компонентов могут образовываться разные типы сплавов: твёрдые растворы, механические смеси, химические соединения

При отсутствии взаимодействия – образуются **механические смеси**. В этом случае сплав состоит из зёрен компонентов А и В (рис.19).

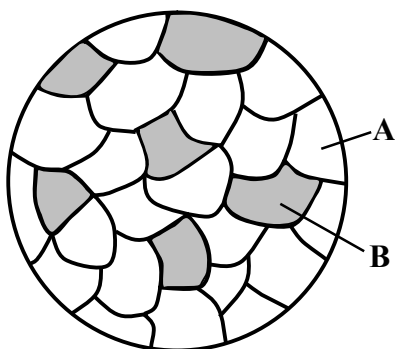


Рис. 19. Микроструктура механической смеси

На примере такого сплава удобно обсудить понятие «фаза» и «структура». **Фазой** называется однородная часть сплава, характеризующаяся определённым составом, свойствами, кристаллической решёткой и отделённая от других частей сплава поверхностью раздела. Как видно из рис. 19, сплавы рассматриваемого типа двухфазные. В них каждый компонент является фазой. Под **структурой** понимают форму, размеры и характер взаимного расположения фаз в сплаве. Фазовый состав и структура, определяющие свойства сплава, зависят от состава и технологии его обработки.

При взаимодействии компонентов образуются **химические соединения**. По структуре они представляют собой однородные твёрдые тела. Свойства химических соединений отличаются от свойств образующих их элементов. Они имеют постоянную температуру плавления. Рентгеноструктурный анализ показывает различие кристаллических решёток химического соединения и исходных элементов. Химические соединения характеризуются определённым соотношением атомов элементов, позволяющим выразить их состав стехиометрической пропорцией в виде простой формулы  $A_nB_m$ , где А и В – соответствующие элементы, а n и m – простые числа. На рис. 20 показана структура и кристаллическая решётка химического соединения типа АВ.

При полной или частичной растворимости образуются **твёрдые растворы**. Твёрдыми растворами называют фазы, которых один из

компонентов (растворитель) сохраняет свою кристаллическую решётку. А атомы других (растворяемых) компонентов располагаются в его решётке, искажая её. Химический анализ твёрдого раствора показывает два или более элементов, а металлографический и рентгеноструктурный - однородные зёрна и один тип решётки, как у металла-растворителя.

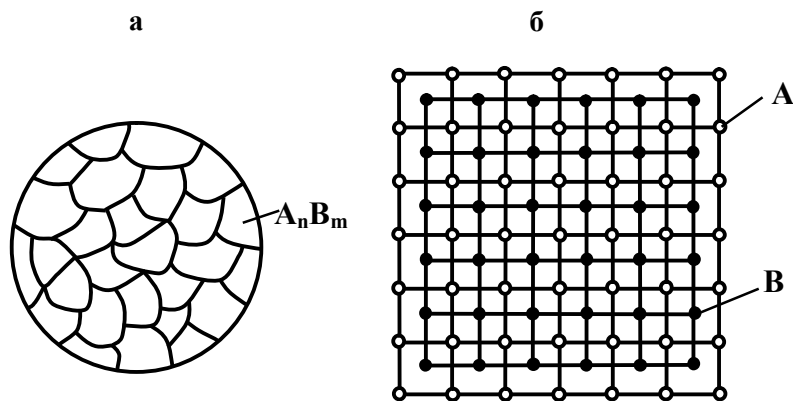


Рис. 20. Микроструктура (а) и кристаллическая решётка (б) химического соединения  $A_nB_m$

Различают твёрдые растворы замещения, внедрения и вычитания.

**Твёрдый раствор замещения** образуется замещением части атомов растворителя в его кристаллической решетке атомами растворённого компонента. (рис. 21,а).

**Твёрдый раствор внедрения** образуется путём внедрения атомов растворённого компонента в междоузлия (пустоты) кристаллической решётки (рис. 21,б). Образование твёрдых растворов внедрения, как правило, сопровождается увеличением параметров кристаллической решётки и её искажением.

**Твёрдые растворы вычитания** образуются на базе химических соединений при дефиците атомов в их кристаллических решётках (рис. 21,в).

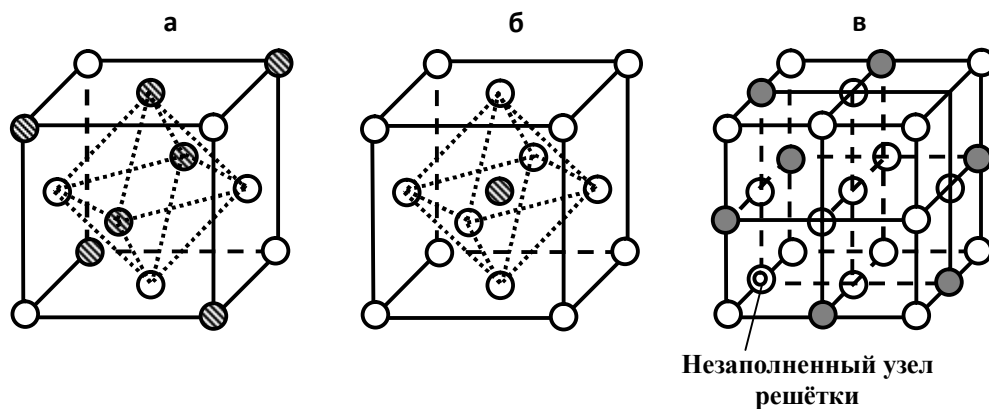


Рис. 21. Кристаллическая решётка ГЦК твёрдого раствора замещения (а), твёрдого раствора внедрения (б) и твёрдого раствора вычитания (в)

## 2.2. Диаграммы состояния сплавов

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение состояния сплавов в какой-либо системе. Она позволяет определить температуры плавления и затвердевания, а также полиморфных превращений, фазовый состав и тип структуры любого сплава системы.

Диаграммы состояний строят путём термического анализа, с помощью которого получают кривые охлаждения сплавов исследуемой системы. По остановкам и перегибам на этих кривых, обусловленных тепловыми эффектами превращений, определяют температуры самих превращений. Точки перегиба или остановки на кривых охлаждения называются **критическими точками**. Они соответствуют температурам, при которых в сплавах начинают протекать или заканчиваются какие-либо превращения.

Кривые охлаждения строят в условиях, близких к равновесным, то есть при очень малых скоростях охлаждения (при отсутствии переохлаждения).

Хотя фактически диаграммы состояния представляют собой теоретический вариант, на практике они используются для получения представлений о превращениях в сплавах при малых скоростях охлаждения или нагрева.

В двойных диаграммах состояния по вертикали откладывается температура, а по горизонтали – концентрация компонентов. Вид диаграммы состояния определяется характером взаимодействий между компонентами в жидком и твёрдом состояниях. В рассматриваемых ниже случаях предполагается неограниченная растворимость компонентов в жидком состоянии.

### **Диаграмма состояний сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов (I рода)**

Оба компонента (А и В) в жидком состоянии неограниченно растворимы друг в друге, а в твёрдом состоянии нерастворимы и не образуют химических соединений (рис. 22,а), где

А – температура плавления компонента А;

В – температура плавления компонента В.

Верхняя линия – АСВ является линией ликвидус, выше которой любой сплав находится в жидком состоянии. Линия DCE – линия солидус и одновременно линия эвтектического превращения. На линии АС при охлаждении начинают выделяться кристаллы компонента А, а на линии ВС – кристаллы компонента В. На линии DCE из жидкости концентрации С одновременно выделяются кристаллы А и В, т.е. образуется эвтектика, что можно записать в виде уравнения:  $Ж_C \rightarrow Э(A+B)$ . У эвтектического сплава (соответствующего концентрации точки С) нет температурного интервала кристаллизации, как у доэвтектических (расположенных левее точки С) и

заэвтектических (расположенных правее точки С) сплавов. Ниже линии солидус любой сплав находится в твёрдом состоянии.

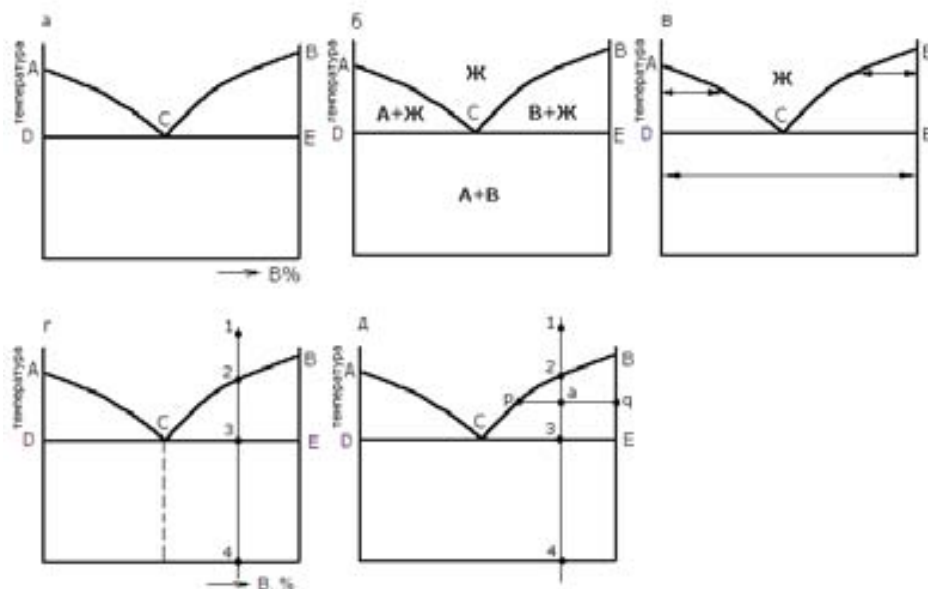


Рис. 22. Диаграмма состояния сплавов, образующих механические смеси:  
 а – общий вид диаграммы; г – выбор сплава;  
 б – фазовый состав; д – определение состава фаз  
 в – определение фаз;

Для того, чтобы указать фазы на диаграмме состояния, можно поступить двумя способами.

**Первый способ** проиллюстрирован на рис. 22,б. Выше линии ликвидус ACB любой сплав находится в жидком состоянии. Эта область диаграммы обозначается буквой Ж (жидкость). Ниже линии солидус DCE любой сплав состоит из механической смеси компонентов А и В, так как они в твёрдом состоянии нерастворимы друг в друге (эта двухфазная область обозначена А+В). В области ACD идёт процесс кристаллизации компонента А из жидкости. Эта область, как и предыдущая, является двухфазной и обозначена А+Ж. В области BCE идёт процесс кристаллизации компонента В из жидкости. Область BCE тоже двухфазная и обозначена В+Ж.

**Второй способ** предусматривает определение фаз на диаграмме с помощью горизонтальных отрезков – изотерм (рис. 22,в). Такой отрезок проводится в области, где требуется определить фазовый состав, до пересечения с линиями диаграммы. Концы отрезка укажут фазы, находящиеся в равновесии в данной области и при данной температуре. Так, в области ACD горизонтальный отрезок упирается в вертикальную линию чистого компонента А и в линию ликвидус AC (однофазную область Ж на

диаграмме). Отсюда делается заключение, что в области ACD присутствуют две фазы – А и Ж. В областях ниже линии DCE изотерма упирается в линии, соответствующие чистым компонентам А и В. Следовательно, фазовый состав этой области А + В.

Для того, чтобы указать на этой диаграмме структурные составляющие, разделим все сплавы на доэвтектические (до концентрации точки С) и заэвтектические (за точкой С), как это сделано на рис. 22,г. Выберем какой-нибудь сплав (например, заэвтектический) и проведём вертикальную линию, соответствующую концентрации выбранного сплава. Обозначим точки пересечения линии сплава с линиями диаграммы цифрами – 1,2,3,4 (характерные точки). Из них точки 2 и 3, находящиеся на линии ликвидус и солидус, будут критическими для выбранного сплава.

Построим кривую охлаждения в координатах «температура – время» и проследим за процессами структурообразования (рис. 23).

Рис. 23. Кривая охлаждения

При построении кривой охлаждения воспользуемся правилом фаз Гиббса, которое устанавливает зависимость между числом фаз  $\Phi$ , количеством компонентов  $K$  и числом степеней свободы системы  $C$ . Использование правила фаз позволяет предсказать процессы, происходящие в сплавах при нагреве и охлаждении и определить число фаз в системе при данных условиях.

Правило фаз выражается уравнением:

$$C = K - \Phi + 2,$$

где  $C$  – число степеней свободы системы.

Под числом степеней свободы системы понимают число внешних (температура, давление) и внутренних (концентрация) факторов, которые можно изменять без изменения числа фаз, находящихся в равновесии. Для

металлических сплавов внешним фактором является только температура. Поэтому для металлических систем правило фаз записывается в виде:

$$C = K - \Phi + 1$$

Рассмотрим кристаллизацию выбранного нами сплава.

Выше точки 2 сплав находится в однофазном (жидком) состоянии. В интервале температур 1-2 сплав охлаждается без изменения числа фаз с какой-то скоростью, которую характеризует наклон участка кривой охлаждения 1-2 к оси времени (рис. 23). В точке 2 из жидкости начинают выделяться кристаллы компонента В.

Для того, чтобы определить ход кривой охлаждения в интервале 2-3, применим правило фаз.

Число компонентов  $K = 2$  (А и В).

Число фаз, находящихся в равновесии в интервале температур 2-3:  $\Phi = 2$  (Ж и В). Следовательно, число степеней свободы в системе равно:

$$C = K - \Phi + 1 = 2 - 2 + 1 = 1.$$

Исходя из полученного, можно сказать, что кристаллизация компонента В из жидкости будет происходить при изменяющейся температуре. Однако, кривая охлаждения изменит свой ход из-за выделения скрытой теплоты кристаллизации. Таким образом, на кривой охлаждения в точке 2 будет наблюдаться перегиб.

В процессе охлаждения в интервале температур 2-3 из жидкости будет выделяться чистый компонент В. Оставшаяся жидкость обедняется компонентом В и её состав при температуре эвтектического превращения будет соответствовать эвтектическому, т.е. точке С диаграммы (рис.22,д). Таким образом, при температуре точки 3 в нашей системе в равновесии будут находиться кристаллы компонента В и жидкость эвтектического состава, которая при температуре точки 3 будет претерпевать превращение в механическую смесь – эвтектику по реакции  $Ж_C \rightarrow Э (А + В)$ .

Чтобы определить дальнейший ход кривой охлаждения, применим правило фаз. Число компонентов  $K = 2$  (А и В). Число фаз, находящихся в равновесии при температуре точки 3:  $\Phi = 2 - 3 + 1 = 0$ .

Из полученного следует, что превращение жидкости эвтектического состава в механическую смесь будет происходить при постоянной температуре ( $C = 0$ , система нонвариантна). На кривой охлаждения при этом будет горизонтальная площадка 3-3', соответствующая продолжительности эвтектического превращения.

После завершения эвтектического превращения в точке 3' сплав будет находиться в твёрдом состоянии.

Интервал температур 3'-4 соответствует охлаждению сплава в твёрдом состоянии. Число компонентов  $K = 2$  (А и В), число фаз  $\Phi = 2$  (А и В), число степеней свободы  $C = K - \Phi + 1 = 2 - 2 + 1 = 1$ . Ход кривой охлаждения в интервале температур 3'-4 определяется скоростью охлаждения.

Процесс структурообразования выбранного сплава показан на рис. 24.



а

б

Рис. 24. Схема процесса структурообразования заэвтектического сплава:  
а – в интервале температур 2-3; б – окончательная структура

После охлаждения и кристаллизации в сплаве образуют следующие структурные составляющие:

- первичные кристаллы компонента В, выделившиеся из жидкости в интервале температур 2-3 (рис. 24,а);
- эвтектика Э(А+В), образовавшаяся из жидкости эвтектического состава при температуре точки 3 (рис.24,б).

Структура доэвтектических сплавов будет состоять из первичных кристаллов компонента А и эвтектики Э(А+В).

Количество эвтектики в обоих случаях будет увеличиваться с приближением сплава к эвтектическому составу. Количество и размеры первичных кристаллов А и В при этом будут уменьшаться.

В процессе кристаллизации изменяются как количество каждой фазы, так и их состав. В любой точке диаграммы, когда в сплаве одновременно существуют две фазы, можно определить количество обеих фаз и их концентрацию (состав). Для этого служит правило рычага, или правило отрезков.

Рассмотрим это на примерах диаграммы состояния сплавов, образующих механические смеси (рис. 25).

Для конкретности возьмём сплав, содержащий 50 % В и определим для произвольно взятой точки **а** состав и количество фаз.

Чтобы определить концентрации компонентов в фазах (состав фаз), через данную точку, характеризующую состояние сплава, проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями диаграммы, ограничивающими данную область. Проекция точек пересечения на ось концентраций показывают составы фаз. Следовательно, для нашего сплава при температуре точки **а** состав жидкой фазы будет соответствовать точке **р**

диаграммы (а именно – 42 %В), состав твёрдой фазы – точке **q** (а именно – 100 %В).

Рис. 25. Определение состава фаз и их количества по правилу отрезков

Для того, чтобы определить количественное соотношение фаз так же как и в предыдущем случае, проводят через заданную точку горизонтальную линию. Отрезки этой линии между заданной точкой и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз.

В нашем случае количество каждой из фаз определяется по формулам:

$$Q_{\text{ж}} = \frac{\mathbf{aq}}{\mathbf{rq}} 100 = \dots \quad Q_{\text{в}} = \frac{\mathbf{ра}}{\mathbf{рq}} 100 = \dots$$

### **Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твёрдом состоянии (II рода)**

Оба компонента неограниченно растворимы в жидком и твёрдом состояниях и не образуют химических соединений. В этом случае возможно существование только двух фаз: жидкого раствора - Ж, находящегося на диаграмме выше линии ликвидус, и твёрдого раствора –  $\alpha$ , находящегося на диаграмме ниже линии солидус (рис. 26). Между линиями ликвидус и солидус осуществляется кристаллизация твёрдого раствора из жидкости, и в этой области существуют в равновесии две фазы – Ж и  $\alpha$ .

Примером сплавов с такими диаграммами состояния являются сплавы систем Cu-Ni, Cu-Au.

С помощью правила отрезков определим состав и количество фаз, например для состояния, соответствующего точке **k**. Для этого через точку **k** проведём горизонтальную линию до пересечения с линиями, ограничивающими двухфазную область на диаграмме (точки **l** и **s**, рис. 27). В

соответствии с правилами рычага отрезки горизонтальной линии между точкой **k** и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз. Откуда количества фаз можно определить из соотношений:

$$Q_{\text{ж}} = \frac{ks}{Is} 100, \% \quad Q_{\alpha} = \frac{Ik}{Is} 100, \%,$$

где  $Q_{\text{ж}}$ ,  $Q_{\alpha}$  – количество жидкой фазы и  $\alpha$  – твёрдого раствора;  $Is$  – длина горизонтальной линии в %;  $I$  – состав жидкой фазы;  $s$  – состав  $\alpha$  – твёрдого раствора.

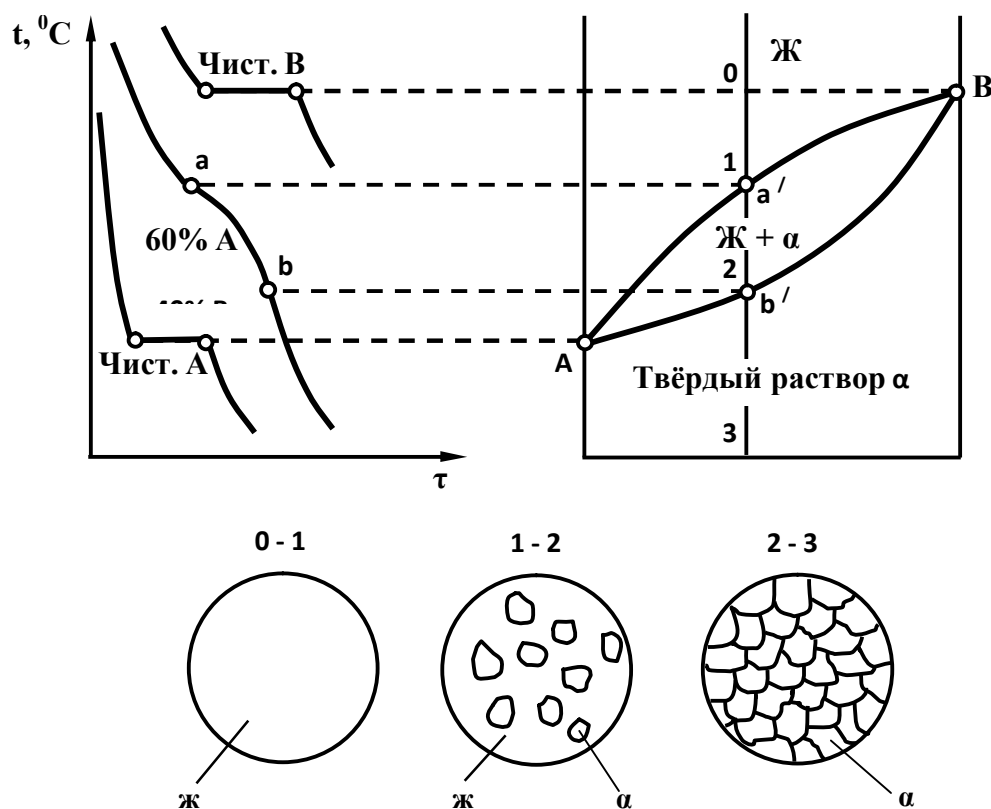


Рис. 26. Диаграмма состояния, кривые охлаждения и схемы типовых структур сплавов с неограниченной растворимостью в твёрдом состоянии

Во всём интервале кристаллизации (например, от точки  $a'$  до  $b'$ , рис.26) из жидкого сплава с концентрацией компонентов, отвечающей точке **k** (рис.27), происходит постоянное выделение новых кристаллов. Причём состав первых кристаллов определяется проекцией точки **s**, лежащей на линии солидус. Заканчивается выделение новых кристаллов сплава **k** в точке  $b'$ , когда затвердевает последняя капля жидкости, имеющая состав, определяемый проекцией точки  $l'$ , лежащей на линии ликвидус.

Отсюда следует, что при охлаждении сплава в интервале кристаллизации состав жидкой фазы в соответствии с правилом отрезков меняется по линии ликвидус, а твёрдой фазы – по линии солидус.

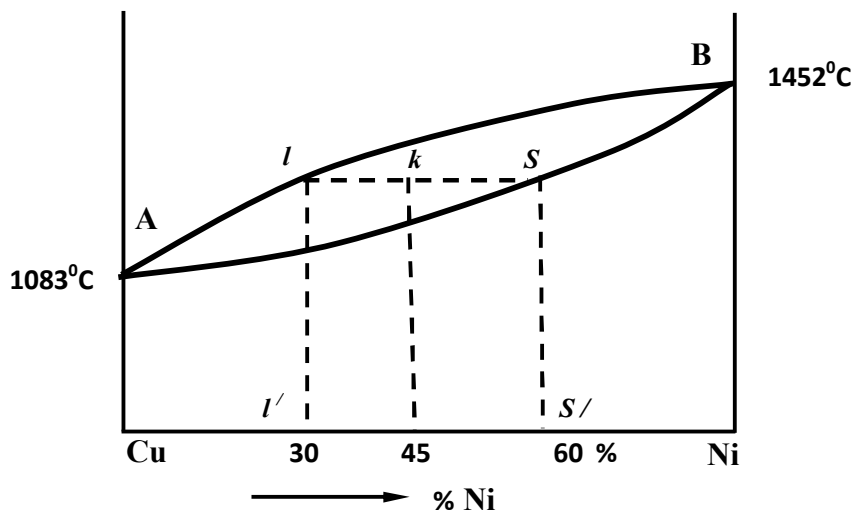


Рис. 27. Применение правила отрезков для сплавов, образующих твёрдые растворы

### Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твёрдом состоянии (III рода)

Данный вид диаграммы включает две рассмотренные ранее (рис.22, 26). Более подробно она изображена на рис. 28.

Оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограниченно растворимы в твёрдом состоянии и не образуют химических соединений.

Компоненты – химические элементы А, В ( $K = 2$ ).

Фазы – жидкость Ж, твёрдые растворы  $\alpha$  (раствор компонента В в кристаллической решётке А) и  $\beta$  (раствор компонента А в В) ( $\Phi = 3$ ).

В рассматриваемой системе ограниченная растворимость компонентов в твёрдом состоянии может не меняться с изменением температуры, а может и меняться (соответственно линии EN и DF, рис. 28).

На этой диаграмме линия ACB – линия ликвидус, выше которой все сплавы имеют однородный жидкий раствор. Линия AEDB – линия солидус, ниже которой в сплавах отсутствует жидкая фаза.

В рассматриваемой системе компоненты А и В не могут при затвердевании образовать собственных кристаллов, так как они между собой образуют твёрдые растворы  $\alpha$  и  $\beta$  в тех областях диаграммы, которые расположены соответственно слева от вертикали EN и справа от линии DF. В этих областях все сплавы кристаллизуются в интервале между линиями ликвидус и солидус, также как этот процесс проходит в любом сплаве на диаграммах состояния II рода. Соответственно в области, лежащей слева от линии EN, при кристаллизации из жидкости начинают выделяться кристаллы твёрдого раствора  $\alpha$  (например, для сплава I в точке 1). В интервале кристаллизации сплавы имеют двухфазную «структуру» Ж +  $\alpha$ . После завершения кристаллизации и вплоть до окончательного охлаждения все эти сплавы имеют структуру однородного твёрдого раствора  $\alpha$ . Аналогичная ситуация имеет место у всех сплавов, расположенных правее точки F, с той

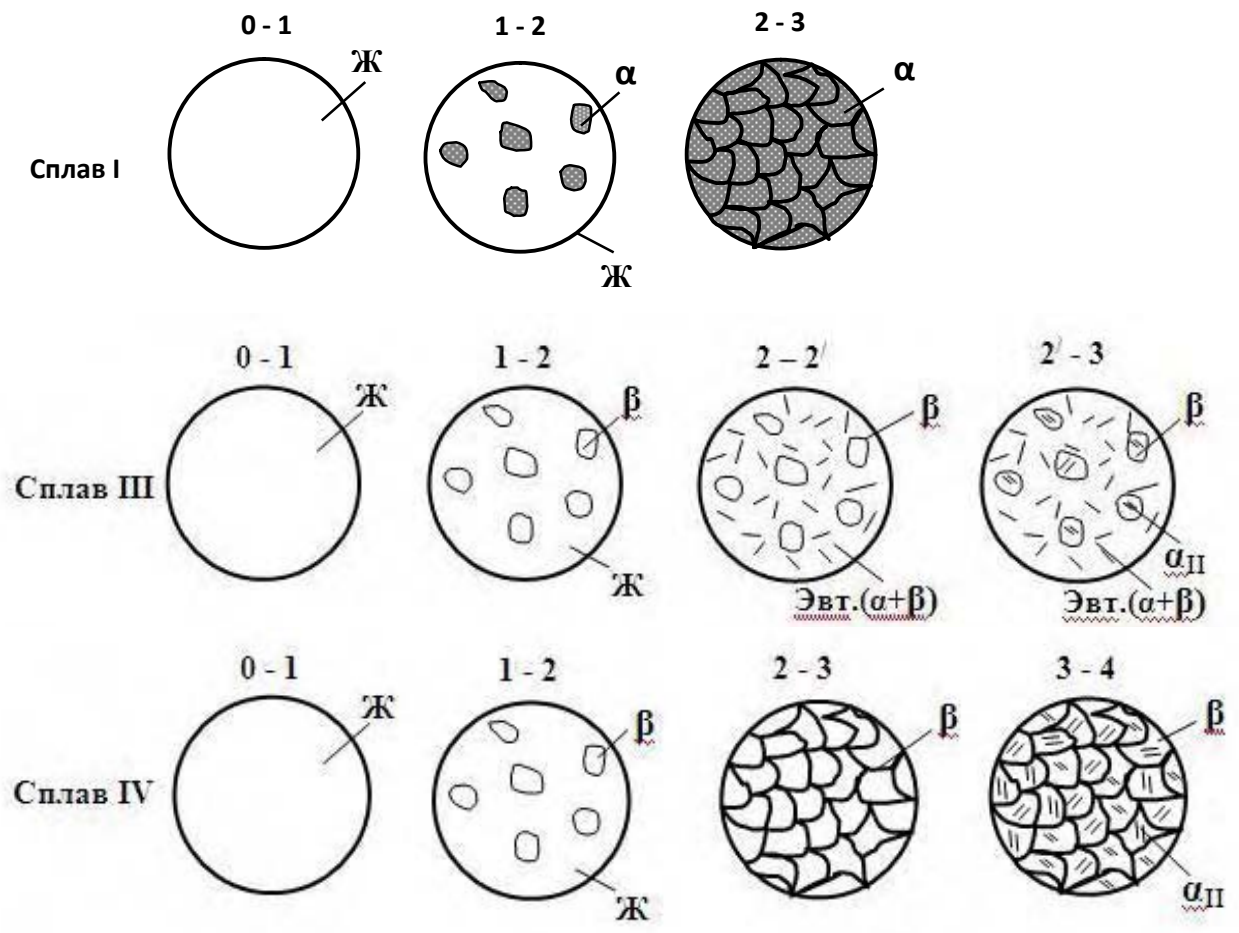
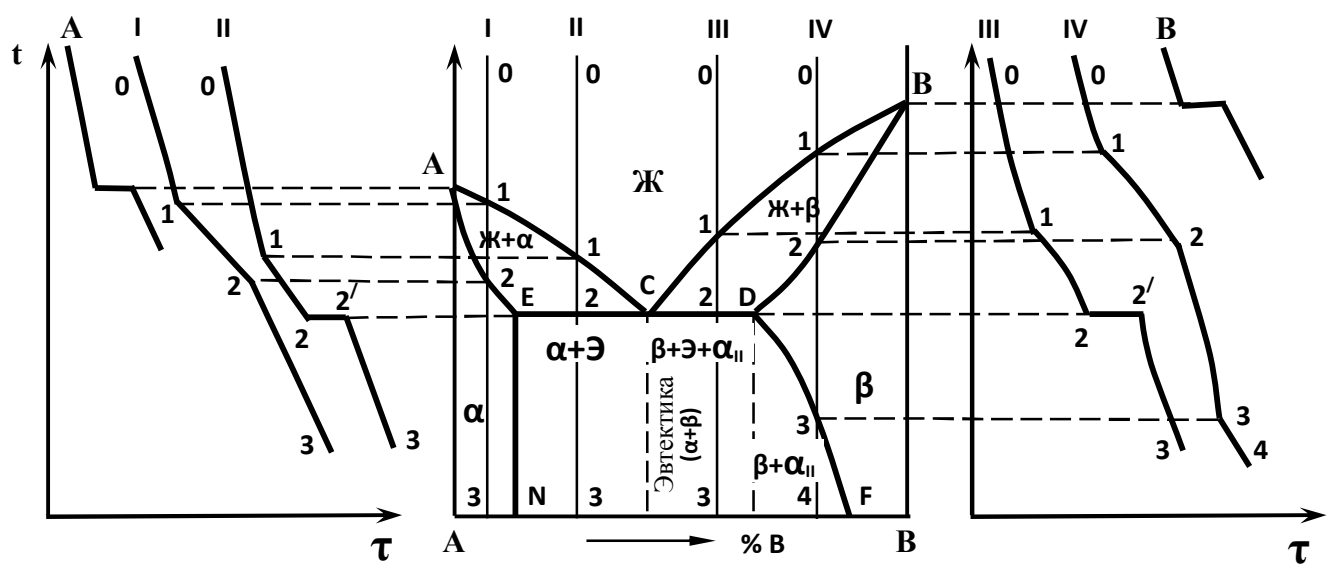


Рис. 28. Диаграмма состояния, кривые охлаждения и схемы образования структур сплавов с ограниченной растворимостью в твёрдом состоянии и с эвтектическим превращением

лишь разницей, что вместо  $\alpha$  – твёрдого раствора у них выделяются кристаллы  $\beta$  – твёрдого раствора.

У сплавов, расположенных в интервале между точкой F и проекцией точки D, первичная кристаллизация в интервале между линиями ликвидус и солидус протекает аналогично ранее описанной. Эти сплавы после завершения кристаллизации вплоть до пересечения с линией DF имеют однородную структуру  $\beta$  – твёрдого раствора (например, сплава IV в интервале между точками 2 и 3). При дальнейшем же охлаждении этих сплавов (например, сплава IV ниже точки 3) вплоть до полного охлаждения в структуре происходят изменения, связанные с выделениями из  $\beta$  – твёрдого раствора второй фазы  $\alpha_{II}$ , причиной появления которой является уменьшение предела растворимости  $\beta$  – твёрдого раствора при понижении температуры сплава. На это указывает наклонный характер кривой DF. При понижении температуры твёрдый раствор  $\beta$  становится пересыщенным компонентом A, и для приведения системы в равновесие из этого твёрдого раствора  $\beta$  выделяется избыток растворённого компонента A. Но так как в рассматриваемой системе чистые компоненты не могут существовать как самостоятельные фазы (они должны образовывать твёрдые растворы), то на базе избыточных кристаллов компонента A образуется сразу же  $\alpha$  – твёрдый раствор, кристаллы которого и выделяются из  $\beta$  – твёрдого раствора и располагаются в виде мелкодисперсных включений внутри зёрен основной фазы (рис. 28). Такие избыточные кристаллы, выделяющиеся не из жидкости, а из твёрдого раствора, обозначаются  $\alpha_{II}$  (вторичные  $\alpha$  кристаллы), а сам процесс выделения новой фазы называется вторичной кристаллизацией.

Точки E и N характеризуют предельную растворимость компонента B в компоненте A, т.е. предельную растворимость  $\alpha$  – твёрдого раствора при эвтектической и нормальной температурах, а точки D и F – предельную растворимость  $\beta$  – твёрдого раствора также при эвтектической и комнатной температурах.

Точки E и D являются границами линии ED, в пределах которой протекает эвтектическое превращение, а точка C – эвтектической точкой. Следовательно, во всех сплавах, расположенных в пределах границ эвтектической линии, будет проходить эвтектическое превращение, аналогичное тому, которое имеет место на диаграмме состояния I рода с той лишь разницей, что в данном случае эвтектика состоит не из механической смеси компонентов A и B, а из механической смеси их твёрдых растворов  $\alpha$  и  $\beta$ . Соответственно, эвтектика будет иметь вид:  $\mathcal{E}(\alpha + \beta)$ , а эвтектическая реакция может быть записана так:  $\mathcal{J}_C \rightarrow \mathcal{E}(\alpha_E + \beta_D)$ . Сплав с концентрацией компонентов A и B, соответствующей точке C, называется эвтектическим.

Все сплавы, расположенные между точками E и C, называются доэвтектическими. Их кристаллизация начинается с выделения кристаллов  $\alpha$  – твёрдого раствора (например, сплава II в точке 1). В интервале кристаллизации (например, между точками 1 и 2) у этих сплавов будет двухфазное состояние  $\mathcal{J} + \alpha$ . На линии EC (например, в точке 2) в

доэвтектических сплавах будет проходить эвтектическая реакция у той части жидкости, которая ещё осталась в сплаве на этот момент (её количество можно определить по правилу отрезков). Доэвтектические сплавы имеют окончательную структуру  $\alpha + \text{Э}(\alpha + \beta)$ .

Все сплавы, расположенные между точками С и D, называются заэвтектическими. Их кристаллизация начинается с выделения кристаллов  $\beta$  – твёрдого раствора (например, у сплава III в точке 1). В интервале кристаллизации (например, у сплава III между точками 1 и 2) у этих сплавов будет двухфазное состояние  $\text{Ж} + \beta$ . На линии CD произойдёт эвтектическая реакция  $\text{Ж}_C \rightarrow \text{Э}(\alpha_E + \beta_D)$ . Но при дальнейшем охлаждении заэвтектических сплавов в их структуре будут проходить вторичные превращения, которых не было в доэвтектических сплавах. Причиной этих превращений является уменьшение растворимости компонента А в  $\beta$ - твёрдом растворе. Поэтому из  $\beta$  – твёрдого раствора будут выделяться мелкие кристаллы  $\alpha_{II}$ . Как следствие, все заэвтектические сплавы ниже температуры эвтектического превращения (например, сплав III ниже точки 2) будут иметь структуру  $\beta + \text{Э}(\alpha + \beta) + \alpha_{II}$ . Эта структура содержит три структурных составляющих:  $\beta$ ,  $\text{Э}(\alpha + \beta)$  и  $\alpha_{II}$ , но при этом структура является двухфазной:  $\alpha$  – фаза и  $\beta$  – фаза.

### **Диаграмма состояния сплавов, образующих устойчивое химическое соединение (IV рода)**

Рассмотрим простейший случай, когда оба компонента образуют одно устойчивое химическое соединение АВ, причём и это соединение, и чистые компоненты не образуют в твёрдом состоянии растворов (нерастворимы друг в друге). Вид такой диаграммы представлен на рис. 29. Химическое соединение устойчиво, поэтому оно может быть нагрето без разложения до своей температуры плавления. В этом случае данную диаграмму можно рассматривать как совокупность двух простых диаграмм с компонентами А и АВ, АВ и В и изучать каждую часть диаграммы отдельно.

Кристаллизация сплавов в пределах первой и второй диаграмм проходит аналогично кристаллизации сплавов, образующих эвтектику из чистых компонентов (диаграмма I рода). Поэтому после окончательного охлаждения у эвтектического сплава на первой простой диаграмме А – АВ структура будет состоять только из эвтектики  $\text{Э}(А + АВ)$ ; у доэвтектических сплавов  $А + \text{Э}(А + АВ)$ ; у заэвтектических  $АВ + \text{Э}(А + АВ)$ . У эвтектического сплава на второй простой диаграмме  $\text{Э}(АВ + В)$ ; у доэвтектических сплавов  $АВ + \text{Э}(АВ + В)$ ; у заэвтектических  $В + \text{Э}(АВ + В)$ .

### **2.3. Связь между типом диаграмм состояния и свойствами сплавов (закон Курнакова)**

Между типом диаграмм состояния и свойствами сплавов существует определённая взаимосвязь, которую впервые установил Н.С. Курнаков (рис. 30).

У сплавов, кристаллизующихся с образованием эвтектики во всём диапазоне концентраций (диаграммы I рода), свойства изменяются по линейному закону в интервале между свойствами чистых компонентов (рис. 30, а).

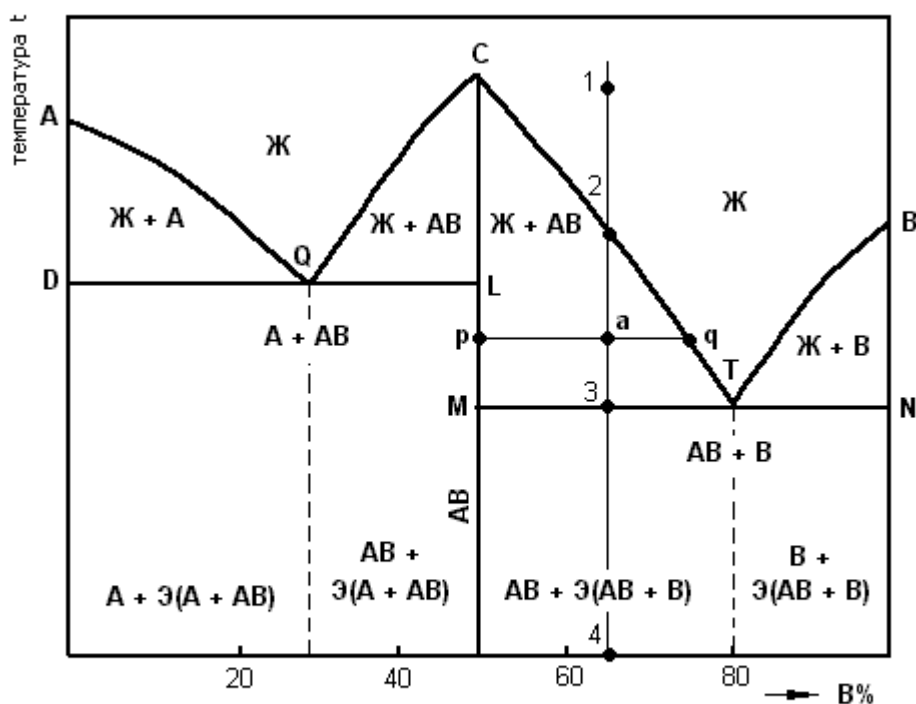


Рис.29. Диаграмма состояния сплавов, образующих химическое соединение

У сплавов, кристаллизующихся с образованием непрерывных твёрдых растворов (диаграммы II рода), свойства изменяются по кривой с максимумом, значительно отличающимся от свойств компонентов (рис. 30,б).

При образовании ограниченных твёрдых растворов (диаграммы II рода) свойства сплавов в области однофазных твёрдых растворов изменяются по криволинейному закону, а в двухфазной области – по прямолинейному закону, причём крайними точками на прямой являются свойства чистых фаз (рис. 30,в).

Если при кристаллизации сплавов образуется химическое соединение (диаграммы IV рода), то свойства сплава при концентрации компонентов, соответствующей образованию этого химического соединения, достигают максимума (или минимума) на кривой изменения свойств с соответствующим переломом самой кривой (рис. 30,г). Точка перелома



кривой, соответствующая составу химического соединения, называется **сингулярной точкой**.

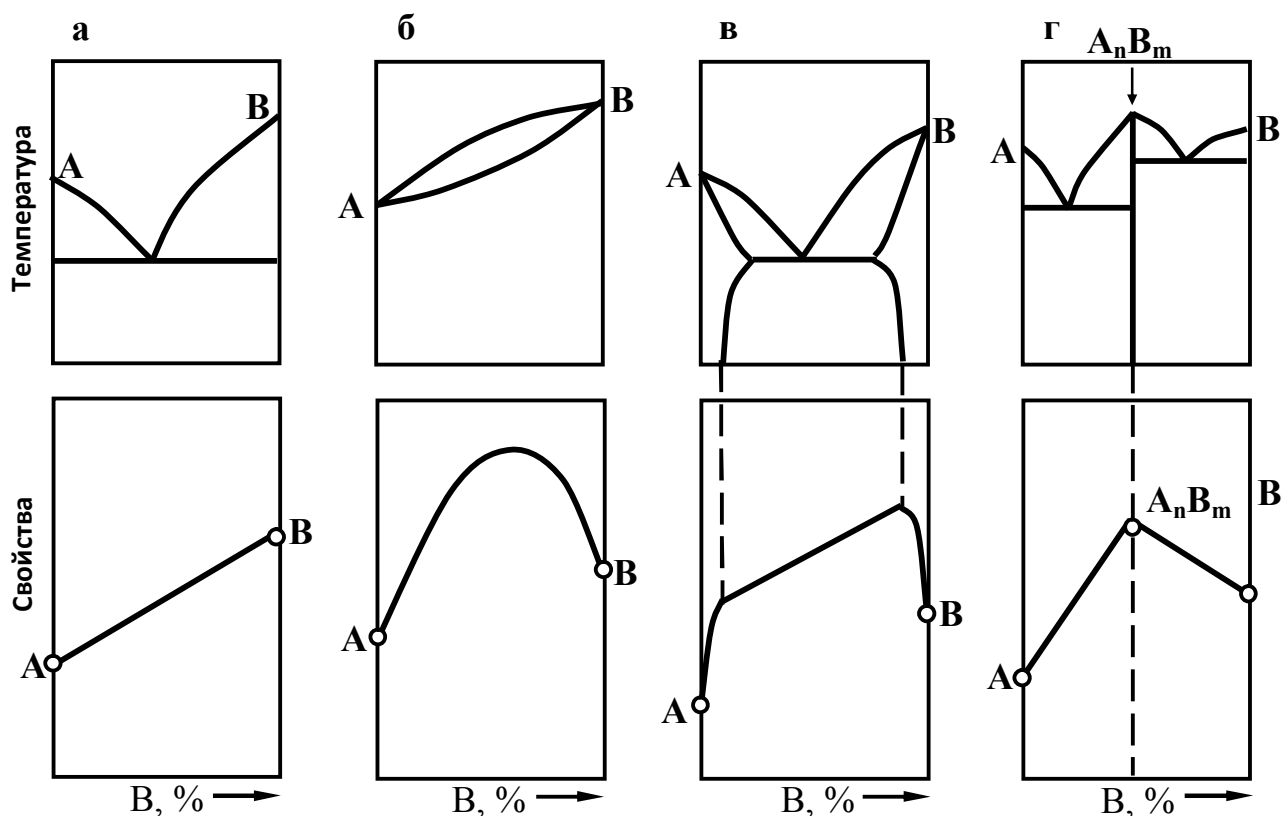


Рис. 30. Связь между диаграммами состояния и свойствами сплавов (по Н. С. Курнакову)

### 3. ЖЕЛЕЗО И ЕГО СПЛАВЫ

#### 3.1. Диаграмма состояния системы железо-углерод

Диаграмма состояния Fe – C представляет сложную диаграмму с тремя химическими соединениями – Fe<sub>3</sub>C, FeC, Fe<sub>2</sub>C.

Практическое значение имеет только часть диаграммы Fe – Fe<sub>3</sub>C (рис. 31), при рассмотрении которой химическое соединение Fe<sub>3</sub>C принимаем условно за компонент.

Железо существует в трёх кристаллических модификациях: Fe<sub>α</sub> (до 911 °С), Fe<sub>γ</sub> (от 911 до 1392 °С), Fe<sub>δ</sub> (от 1392 °С до температуры плавления). Типы кристаллических решеток железа указаны ранее (см. рис. 5,6, табл. 1).

Механические свойства железа зависят от степени его чистоты и

характеризуются следующими величинами (I – техническое, II – прямого восстановления, III - сверхчистое):

	I	II	III
Предел прочности при растяжении $\sigma_B$ , МПа	250	200	50
Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	120	100	25
Относительное удлинение $\delta$ , %	50	60	70
Относительное сужение $\psi$ , %	85	90	100
Твёрдость НВ, МПа	800	700	600

При 768 °С железо испытывает магнитное превращение: выше этой температуры оно становится немагнитным. При дальнейшем рассмотрении диаграммы Fe – Fe<sub>3</sub>C это обстоятельство мы упоминать не будем.

Железо со многими элементами образует твёрдые растворы: с металлами – растворы замещения, с углеродом, азотом, водородом и бором – твёрдые растворы внедрения.

Растворимость углерода в железе существенно зависит от того, в какой кристаллической модификации оно существует. В  $\alpha$  – железе растворимость ничтожно мала (менее 0,02 %) и в сто раз больше (до 2,14 %) в  $\gamma$  – железе. Твёрдый раствор углерода и других легирующих элементов в  $\alpha$  – железе называется **ферритом**, в  $\delta$  – железе – **дельта – ферритом**, а в  $\gamma$  – железе – **аустенитом**.

Цементит – это химическое соединение углерода с железом (карбид железа) Fe<sub>3</sub>C. Состав цементита – 75 % (атомных) Fe и 25 % (атомных) C или 6,67 % (по массе) C, остальное – железо. Имеет сложную ромбическую кристаллическую решётку. Характеризуется высокой твёрдостью (НВ 8000 МПа).

Линия ABCD является линией ликвидус системы; линия ANJESF – линией солидус. Точка А соответствует температуре плавления железа, точка D – температуре плавления цементита. Точки N и G соответствуют температурам полиморфного превращения железа.

В системе существуют следующие фазы:

**жидкость** (жидкий раствор углерода в железе), обозначается буквами Ж или L;

**цементит** Fe<sub>3</sub>C – линия DFKL, обозначается химической формулой или буквой Ц;

**феррит** – представляет собой  $\alpha$  – железо, которое в незначительном количестве растворяет углерод; обозначается буквой Ф; область феррита расположена левее линии GPQ;

**феррит–дельта** – высокотемпературная модификация железа; обозначается Ф<sub>δ</sub>; область дельта – феррита расположена левее линии АНН;

**аустенит** – твёрдый раствор углерода в  $\gamma$  – железе; область аустенита на диаграмме – NJESG; обозначается буквой А.

Три горизонтальные линии диаграммы (HJB, ECF и PSK) соответствуют сосуществованию трёх фаз и указывают на протекание трёх нонвариантных реакций.

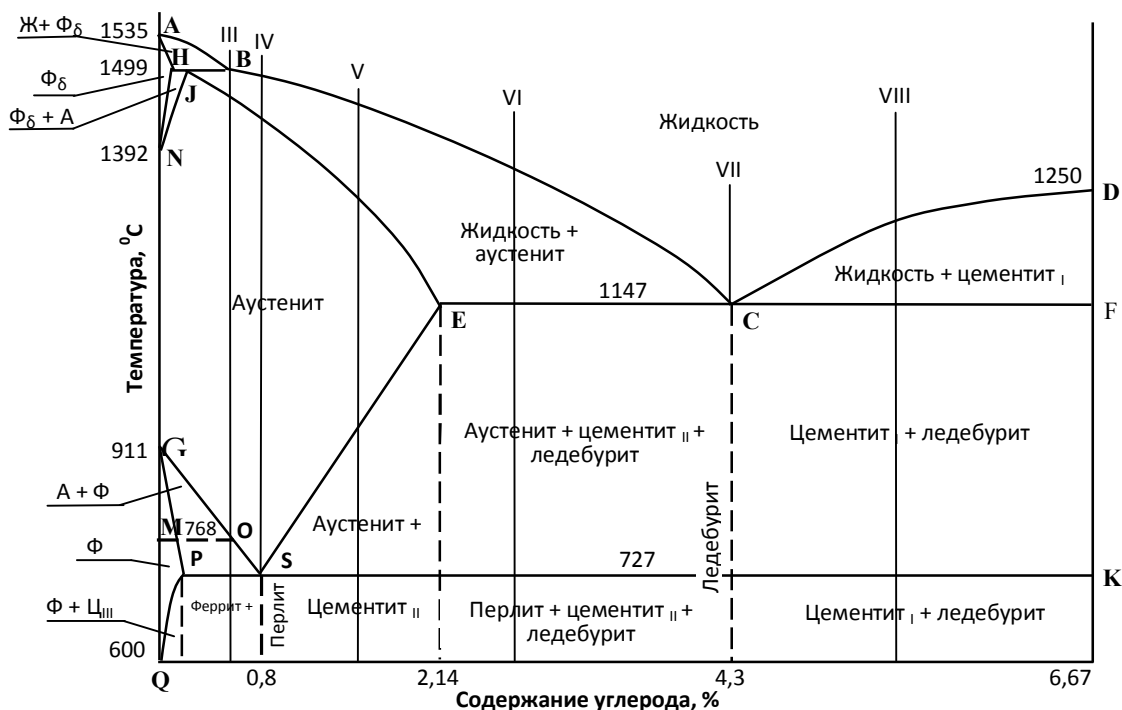
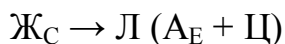


Рис. 31. Диаграмма состояния Fe-Fe<sub>3</sub>C

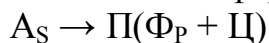
При 1499 °С (линия HJB) протекает перитектическая реакция, в результате которой образуется аустенит:



При 1147 °С протекает эвтектическая реакция, в результате которой образуется ледобурит (Л) - эвтектическая смесь аустенита и цементита:



При 727°С протекает эвтектоидная реакция, в результате которой образуется перлит (П) – эвтектоидная смесь феррита и цементита:



Значения координат точек на диаграмме железо – углерод приведены в табл. 2.

## Координаты точек диаграммы железо-цементит

Обозначение. точки	Температура, °С	Содержание. углерода, %	Обозначение. точки	Температура, °С	Содержание. углерода, %	Обозначение. точки	Температура, °С	Содержание. углерода, %
A	1535	0	D	1250	6,67	P	727	0,02
H	1499	0,1	E	1147	2,14	S	727	0,8
J	1499	0,16	C	1147	4,3	K	727	6,67
B	1499	0,51	F	1147	6,67	Q	20	0,006
N	1392	0	G	911	0	L	20	6,67

Железоуглеродистые сплавы, в зависимости от содержания в них углерода, делятся на техническое железо (до 0,02 %С), сталь (0,02 – 2,14 %С), чугун (свыше 2,14 %С).

Структура технического железа представляет собой феррит с включениями третичного цементита.

Непрерывной структурной составляющей стали в равновесном состоянии является перлит. Второй структурной составляющей может быть либо феррит (доэвтектоидная сталь), либо вторичный цементит (заэвтектоидная сталь). Содержание углерода в доэвтектоидной стали находится в пределах 0,02 – 0,8 %, в эвтектоидной – 0,8 %, а в заэвтектоидной – 0,8 – 2,14 %.

Для белого чугуна характерно обязательное наличие структурной составляющей – ледебурита. Другими структурными составляющими белого чугуна могут быть перлит и вторичный цементит (доэвтектический чугун) либо первичный цементит (заэвтектический чугун). Содержание углерода в доэвтектическом чугуне находится в пределах 2,14 -4,3 %, в заэвтектическом – более 4,3 %.

В процессе медленного охлаждения из расплавленного состояния железоуглеродистые сплавы претерпевают следующие превращения.

**Техническое железо.** Кристаллизация начинается на линии АВ (рис. 32) и заканчивается на линии АН образованием  $\delta$  – феррита. В интервале между линиями NH и NJ  $\Phi_{\delta}$  превращается в аустенит. Ниже линии GS происходит превращение аустенита в феррит и заканчивается на линии GP. Если сплав расположен левее точки Q (сплав I), то феррит является его единственной структурной составляющей, если правее (сплав II), то ниже линии PQ из феррита выделяется третичный цементит, располагающийся в основном по границам ферритных зёрен. Такое расположение третичного цементита вызывает снижение пластичности и вязкости технического железа.

**Сталь.** Кристаллизация начинается на линии ABC и заканчивается на линии ANJE, причём при содержании углерода менее 0,51 % при первичной кристаллизации образуется  $\delta$  – феррит, превращающийся затем в аустенит по перитектической реакции. При содержании углерода свыше 0,51 % аустенит

образуется при непосредственной кристаллизации расплава. При дальнейшем охлаждении доэвтектоидной стали (сплав III, рис. 31) ниже линии GS аустенит постепенно превращается в феррит, причём состав аустенита изменяется по линии GS в сторону точки S.

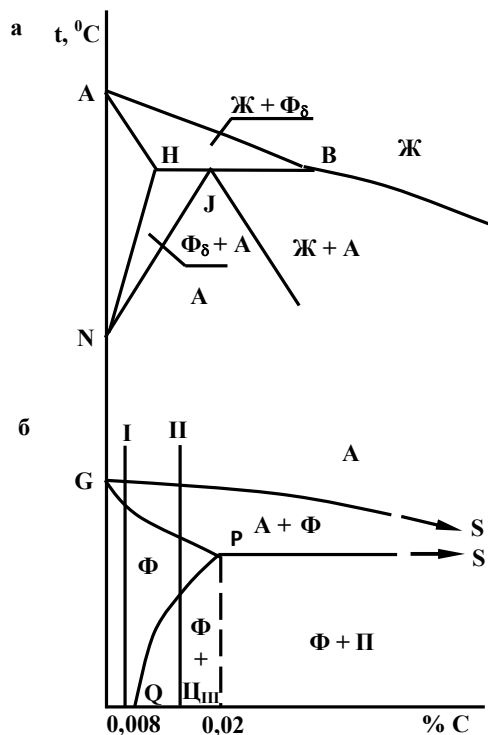


Рис. 32. Области высокотемпературного  $\delta$ -феррита (а) и низкотемпературного  $\alpha$ -феррита (б)

При температуре линии PSK ( $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) состав оставшегося аустенита достигает точки S ( $0,8\text{ \%C}$ ), и он превращается в эвтектоид – перлит. Таким образом, структура доэвтектоидной стали состоит из перлита и феррита.

Перлит имеет значительно более высокую прочность и меньшую пластичность, чем феррит. Поэтому чем больше углерода содержит сталь, т.е. чем выше в ней содержание перлитной составляющей, тем выше прочность и ниже её пластичность.

При охлаждении эвтектоидной стали (сплав IV) аустенит при температуре линии PSK целиком превращается в перлит. В заэвтектоидной стали (сплав V) ниже линии ES из аустенита выделяется вторичный цементит, располагающийся по границам аустенитных зёрен. По мере выделения вторичного цементита состав аустенита изменяется по линии ES в сторону точки S. При температуре линии PSK состав аустенита достигает точки S, и он превращается в перлит. Таким образом, структура заэвтектоидной стали состоит из перлита и сетки вторичного цементита.

**Белый чугун.** Кристаллизация начинается на линиях BC и CD и заканчивается на линии ECF. Доэвтектический белый чугун (сплав VI)

начинает кристаллизацию с образования в жидком растворе кристаллов аустенита. При этом состав жидкости изменяется по линии BC в сторону точки C. При температуре линии ECF (1147 °C) состав оставшейся жидкости достигает точки C (4,3 %C), и она кристаллизуется в эвтектику – ледебурит. Следовательно, структура затвердевшего доэвтектического чугуна вблизи линии ECF состоит из ледебурита и аустенита. При дальнейшем охлаждении доэвтектического чугуна из аустенита выделяется вторичный цементит. При этом состав аустенита изменяется по линии ES в сторону точки S. При температуре линии PSK состав аустенита (как структурно свободного, так и входящего в состав ледебурита) достигает точки S, и он превращается в перлит. Таким образом, структура доэвтектического чугуна состоит из перлита, вторичного цементита и ледебурита (состоящего из перлита и цементита).

Эвтектический чугун (сплав VII) затвердевает при температуре точки C в ледебурит (смесь аустенита и цементита). При достижении температуры линии PSK аустенитная составляющая ледебурита превращается в перлит, и ниже этой температуры сплав имеет структуру ледебурита, состоящего из перлита и цементита. Заэвтектический чугун (сплав VIII) начинает кристаллизацию на линии CD с образованием первичного цементита. При этом состав жидкости изменяется по линии CD в сторону точки C. При температуре линии ECF состав жидкости достигает точки C, и она кристаллизуется в ледебурит. Следовательно, структура затвердевшего заэвтектического чугуна ниже линии ECF состоит из ледебурита и цементита. Такая структура сохраняется до комнатной температуры, но при достижении сплавом температуры линии PSK аустенит, входящий в состав ледебурита, превращается в перлит.

### 3.2. Углеродистые стали

Углеродистыми сталями называются сплавы железа с углеродом, не содержащие эвтектики (ледебурита). Благодаря этому они обладают высокой пластичностью, особенно при нагреве, и хорошо деформируются.

Кроме железа и углерода в стали содержатся **технологические добавки**, остающиеся в ней после раскисления (Mn, Si) и **вредные примеси** (S, P), которые не удаётся полностью удалить при выплавке.

**Классификация углеродистых сталей.** Углеродистые стали классифицируют по структуре в равновесном состоянии, способу раскисления, назначению и качеству.

**По структуре в равновесном состоянии** различают:

- доэвтектоидную сталь, содержащую до 0,8 % C, структура которой состоит из феррита и перлита;
- эвтектоидную, содержащую около 0,8 % C, структура которой состоит только из перлита;

- заэвтектоидную, содержащую 0,8 – 2,14 % С, структура которой состоит из зёрен перлита, окаймлённых сплошной или прерывистой сеткой цементита.

**По способу раскисления** различают кипящие, полуспокойные и спокойные стали. При одинаковом содержании углерода они имеют близкие величины прочностных свойств и различаются значениями характеристик пластичности. Содержание кремния в спокойной стали составляет 0,15 – 0,35 %, в полуспокойной 0,05 – 0,15 %, в кипящей до 0,05 %.

Для раскисления кипящей стали кремний и алюминий не применяют, её раскисляют только марганцем. Кипящая сталь имеет резко выраженную химическую неоднородность в слитке. Её основным преимуществом является высокий (более 95%) выход годного. Благодаря низкому содержанию кремния и углерода кипящие стали хорошо штампуются в холодном состоянии. Из-за повышенной концентрации кислорода кипящие стали имеют сравнительно высокий порог хладноломкости и их не рекомендуют применять для изделий, предназначенных для эксплуатации в холодных климатических условиях.

У полуспокойной стали, раскисляемой марганцем и в ковше алюминием, выход годного составляет 90 – 95 %.

Спокойная сталь раскисляется кремнием, марганцем и алюминием. Выход годного слитков спокойной стали около 85 %, но металл значительно более плотен и имеет более однородный химический состав.

**По назначению** углеродистые стали делят на конструкционные и инструментальные.

**По качеству** различают стали обыкновенного качества, качественные и высококачественные; легированные стали могут быть особовысококачественными (табл. 3). При производстве последних применяют различные способы переплава слитков (вакуумно-индукционный, электрошлаковый и др.).

Таблица 3

Классификация стали по качеству

Класс стали	Содержание вредных примесей, % не более	
	S	P
Обыкновенного качества	0,05	0,04
Качественная	0,04	0,035
Высококачественная	0,025	0,025
Особовысококачественная	0,015	0,025

Отрицательное влияние серы связано с тем, что она вызывает красноломкость стали. Сера нерастворима в железе и любое её количество образует сернистое соединение – сульфид железа FeS, который входит в

состав эвтектитки, образующейся при 988 °С. Наличие легкоплавкой и хрупкой эвтектики, расположенной, как правило, по границам зёрен, делает сталь хрупкой при 800 °С и выше, т.е. в районе температур красного каления. Отрицательное влияние фосфора связано с тем, что, растворяясь в феррите, он резко повышает температуру перехода в хрупкое состояние (рис. 33), иначе говоря, вызывает хладноломкость стали.

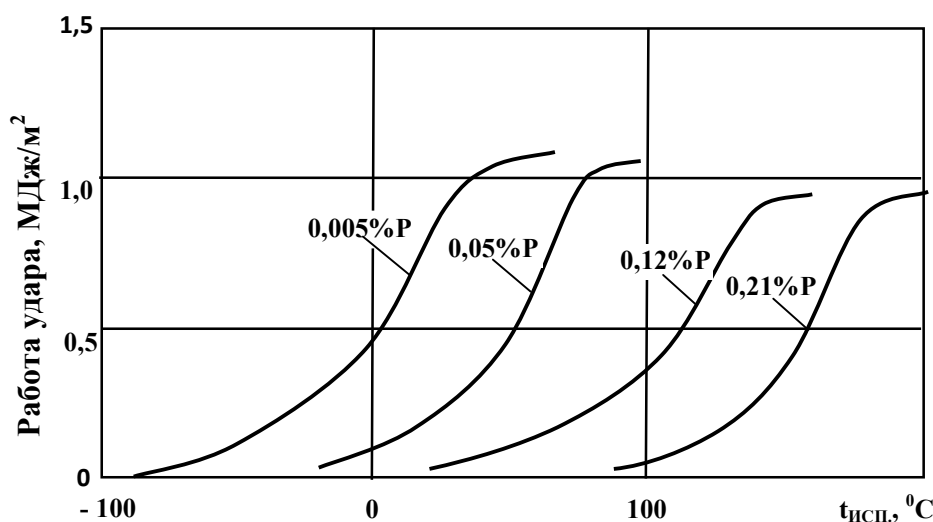


Рис. 33. Влияние фосфора на хладноломкость стали (0,2 % С; 1 % Мn)

Поэтому при одинаковом содержании углерода качественные стали имеют более высокие пластичность и вязкость, особенно при низких температурах.

**Углеродистые стали обыкновенного качества** предназначены для изготовления неответственных строительных конструкций, крепёжных деталей, листов, труб, фланцев, кулачков и т.д. (ГОСТ 380-94).

Углеродистые стали обыкновенного качества (табл. 4) маркируются буквами Ст, что означает «сталь», и цифрами, обозначающими порядковый номер марки. Чем выше номер марки, тем больше содержание углерода и, соответственно, выше прочность и ниже пластичность (рис. 34). Для обозначения способа раскисления в марке добавляют индексы: кп – кипящая, пс – полуспокойная, сп – спокойная.

Марки сталей с повышенным содержанием марганца содержат букву Г. Во всех сталях, кроме Ст0, содержание серы и фосфора не должно превышать соответственно 0,05 и 0,04 %. В стали Ст0 серы и фосфора не должно быть больше 0,06 и 0,07 % соответственно.

Качественная конструкционная углеродистая сталь поставляется по химическому составу и механическим свойствам (табл. 5). Маркируют эти стали двузначными числами 05, 10, 15 ..., 60, указывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента. Кроме указанных в таблице 5,



ГОСТ 1050-88 предусматривает следующие марки стали: 05кп, 08кп, 08пс, 10кп, 10пс, 11кп, 15кп, 15пс, 18кп, 20кп, 20пс, 58(55пп).

Таблица 4

Химический состав углеродистой стали обыкновенного качества

Марка стали	Содержание углерода, %	Содержание марганца, %	Содержание кремния, %
Ст0	Не более 0,23	-	-
Ст1кп	0,06-0,12	0,25-0,50	Не более 0,05
Ст1пс	0,06-0,12	0,25-0,50	0,05-0,15
Ст1сп	0,06-0,12	0,25-0,50	0,15-0,30
Ст2кп	0,09-0,15	0,25-0,50	Не более 0,05
Ст2пс	0,09-0,15	0,25-0,50	0,05-0,15
Ст2сп	0,09-0,15	0,25-0,50	0,15-0,30
Ст3кп	0,14-0,22	0,30-0,60	Не более 0,05
Ст3пс	0,14-0,22	0,40-0,65	0,05-0,15
Ст3сп	0,14-0,22	0,40-0,65	0,15-0,30
Ст3Гпс	0,14-0,22	0,80-1,10	Не более 0,15
Ст3Гсп	0,14-0,22	0,80-1,10	0,15-0,30
Ст4кп	0,18-0,27	0,40-0,70	Не более 0,05
Ст4пс	0,18-0,27	0,40-0,70	0,05-0,15
Ст4сп	0,18-0,27	0,40-0,70	0,15-0,30
Ст5пс	0,28-0,37	0,50-0,80	0,05-0,15
Ст5сп	0,28-0,37	0,50-0,80	0,15-0,30
Ст5Гпс	0,22-0,30	0,80-1,20	Не более 0,15
Ст6пс	0,38-0,49	0,50-0,80	0,05-0,15
Ст6сп	0,38-0,49	0,50-0,80	0,15-0,30

При обозначении кипящей или полуспокойной стали в конце марки указывается степень раскисленности: кп, пс. В случае спокойной стали степень раскисленности не указывается. Индекс «пп» - сталь пониженной прокаливаемости.

**Углеродистая инструментальная сталь** используется для изготовления ударного и режущего инструмента. По качеству эта сталь бывает качественной и высококачественной. Марки качественной стали: У7, У8, У10, У12, У13; высококачественной: У7А, У8А, У10А, У12А, У13А, где «У» означает углеродистая сталь, а числа - среднее содержание углерода в десятых долях процента. Буква «А» в конце маркировки указывает на то, что сталь высококачественная.

### 3.3. Чугуны

Чугунами называются сплавы железа с углеродом, содержащие более 2,14 % С. Чугун отличается от стали не только содержанием углерода. Он

обладает лучшими литейными свойствами, но малой способностью к пластической деформации. Чугун дешевле стали.

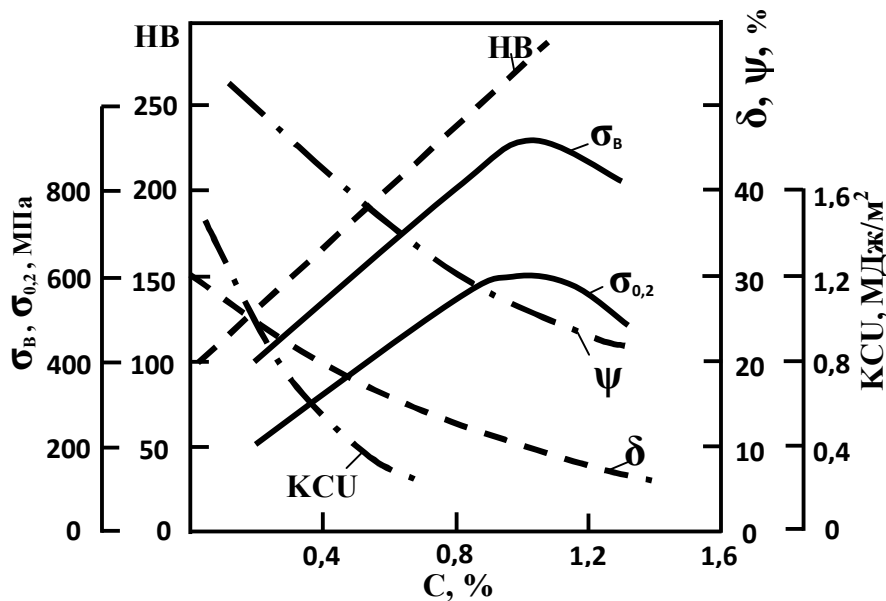


Рис. 34. Зависимость механических свойств стали от содержания углерода

В зависимости от состояния углерода в чугуне различают:

- белый чугун, в котором весь углерод находится в химически связанном состоянии в виде цементита;
- серый чугун, в котором углерод практически полностью или частично находится в свободном состоянии в виде графита.

Белый чугун обладает высокой твёрдостью, хрупкостью и очень плохо обрабатывается. Поэтому для изготовления деталей машин он почти не используется, а применяется большей частью как передельный для производства стали.

В структуре серого чугуна различают графитные включения и металлическую основу. Графит сообщает чугуну полезные свойства: малую усадку при кристаллизации, хорошую обрабатываемость резанием, нечувствительность к концентраторам напряжений, способность гасить колебания, антифрикционные свойства. Эти качества вместе с низкой стоимостью сделали серый чугун широко распространённым конструкционным материалом. Однако, поскольку прочность графита значительно ниже, чем феррита, включения графита снижают прочность (особенно при испытании на растяжение) и пластичность. Фактически графитные включения могут рассматриваться как пустоты в железной матрице. Форма этих включений оказывает определяющее влияние на механические свойства чугунов. Поэтому по форме графитных включений серый чугун классифицируется так:

- **серый чугун** (с пластинчатым графитом – СЧ, рис. 35);

- **серый чугун с вермикулярным графитом - ЧВГ**
- **высокопрочный чугун** (с вермикулярным и шаровидным графитом – ВЧ);
- **ковкий чугун** (с хлопьевидным графитом – КЧ).

Таблица 5

Состав и свойства некоторых марок качественных углеродистых сталей (ГОСТ 1050-88)

Марка стали	Содержание, %				Механические свойства, не менее				
	C	Mn	Si	Cr, не более	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCU*, Дж/см <sup>2</sup>
08	0,05-0,12	0,35-0,65	0,17-0,37	0,10	196	320	33	60	-
10	0,07-0,14	0,35-0,65	0,17-0,37	0,15	205	330	31	55	-
15	0,12-0,15	0,35-0,65	0,17-0,37	0,25	225	370	27	55	-
20	0,17-0,24	0,35-0,65	0,17-0,37	0,25	245	410	25	55	-
25	0,22-0,30	0,50-0,80	0,17-0,37	0,25	275	450	23	50	88
30	0,27-0,35	0,50-0,80	0,17-0,37	0,50	295	490	21	50	78
35	0,32-0,40	0,50-0,80	0,17-0,37	0,25	315	530	20	45	69
40	0,37-0,45	0,50-0,80	0,17-0,37	0,25	335	570	19	45	59
45	0,42-0,50	0,50-0,80	0,17-0,37	0,25	355	600	16	40	49
50	0,47-0,55	0,50-0,80	0,17-0,37	0,25	375	630	14	40	38
55	0,52-0,60	0,50-0,80	0,17-0,37	0,25	380	650	13	35	-
60	0,57-0,65	0,50-0,80	0,17-0,37	0,25	400	680	12	35	-

\*) – Нормы ударной вязкости устанавливаются потребителем на термически обработанных (закалка + отпуск) образцах.

Металлическая основа серых чугунов может быть **ферритной** (весь углерод выделился в виде графита), **феррито-перлитной** и **перлитной**. Характер металлической основы также влияет на механические свойства: прочность и твёрдость выше у перлитных чугунов, пластичность – у ферритных.

Содержание углерода в серых чугунах обычно не превышает 4 %, так как с увеличением его количества растёт количество графита в структуре, а

это снижает прочность. Обязательно присутствие в серых чугунах кремния, способствующего графитизации. Содержание его может изменяться в широких пределах: от 0,5 до 5%. Марганец и сера препятствуют графитизации. Фосфор на графитизацию не влияет, но улучшает жидкотекучесть.

**Серый чугун** с пластинчатым графитом получают путём первичной кристаллизации. Маркировка серого чугуна состоит из букв СЧ и числа – значения временного сопротивления разрыву при растяжении в десятых долях мегапаскаля (МПа), например СЧ30 (табл.6).

**Серый чугун с вермикулярным графитом** получают путём модифицирования ферросилицием и силикокальцием. Чугуны с вермикулярным графитом (ГОСТ 28394-89) производят четырех марок: ЧВГ30,35,40,45. Марка чугуна определяется временным сопротивлением разрыву при растяжении  $\sigma_B$ .

Чугун ЧВГ30 имеет ферритную металлическую основу, ЧВГ35 и ЧВГ40 – ферритно–перлитную, а ЧВГ45 – преимущественно перлитную.

По физико-механическим свойствам и износостойкости чугуны с вермикулярным графитом являются переходной формой от чугуна с пластинчатым графитом к высокопрочным чугунам с шаровидным графитом.

**Высокопрочный чугун** получают путём модифицирования серого чугуна. Для получения шаровидной формы графита в расплавленный чугун вводят лигатуру магния или ферроцерий (рис. 35). Шаровидный значительно

Металлическая основа	Разновидности серых чугунов			
	СЧ	ЧВГ		КЧ
Феррит				
Феррит + перлит				
Перлит				
Форма графита	пластинчатая	вермикулярная	шаровидная	хлопьевидная
Модификаторы	–	FeSi + SiCa	лигатура Mg или FeCe	–
Термич. обработка	–	–	–	отжиг белого чугуна

Рис. 35. Форма графитных включений, металлическая основа и способы получения серых чугунов

меньше ослабляет металлическую основу, отсюда и название «высокопрочный чугун». Маркировка высокопрочного чугуна состоит из букв ВЧ и числа, показывающего временное сопротивление при растяжении, например ВЧ60 (табл. 7).

**Ковкий чугун** получают путём отжига отливок из белого чугуна (рис. 36). Содержание углерода и кремния в ковком чугуне понижено для предотвращения графитизации при первичной кристаллизации. Отливки нагревают до  $950 \div 970^{\circ}\text{C}$  и выдерживают при этой температуре для полного разложения цементита. Если необходимо получить перлитный чугун, то охлаждение после высокотемпературной выдержки должно быть достаточно быстрым. Замедленное охлаждение в интервале температур перлитного превращения способствует разложению цементита, входящего в состав перлита, и таким путём получается ферритный или феррито-перлитный ковкий чугун. Термин «ковкий» не означает, что такой чугун можно подвергать пластической деформации. Ковкий чугун имеет более высокую пластичность по сравнению с другими серыми чугунами. Ковкий чугун маркируется буквами КЧ и числами, показывающими временное

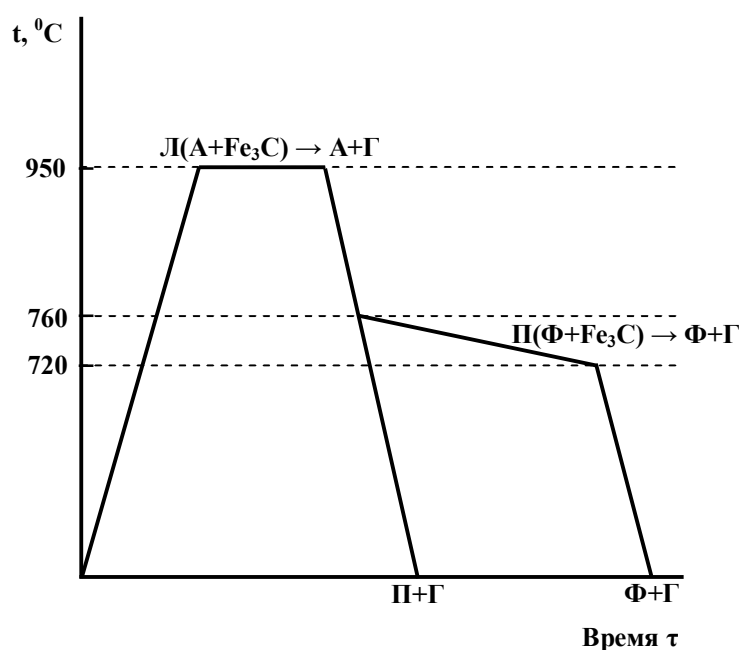


Рис. 36. График отжига отливки для получения ковкого чугуна

сопротивление разрыву при растяжении и относительное удлинение, например КЧ 37-12 (табл. 8).

Отливки из серых чугунов подвергают различным видам термической обработки: отжигу при температурах до  $550^{\circ}\text{C}$  для снятия напряжений; отжигу при  $900 \div 950^{\circ}\text{C}$  для улучшения обрабатываемости резанием и повышения пластичности; нормализации с последующим высоким отпуском для повышения прочности, твёрдости и износостойкости. Мелкие отливки

простой конфигурации можно подвергать изотермической закалке, что значительно повышает предел прочности и износостойкость. Путём термической обработки прочность серого высокопрочного чугуна можно повысить на 40 ÷ 50 %.

Механические свойства серых, высокопрочных и ковких чугунов приведены в табл. 6 ÷ 8.

Таблица 6

Механические свойства серых чугунов (ГОСТ 1412-85)

Марка чугуна	$\sigma_B$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> ), не менее	Плотность $\rho$ , т/м <sup>3</sup>	Твёрдость, НВ	Линейная усадка $\epsilon$ , %
СЧ10	100 (10)	$6,8 \cdot 10^3$	120 - 205	1,0
СЧ15	150 (15)	$7,0 \cdot 10^3$	130 - 241	1,1
СЧ20	200 (20)	$7,1 \cdot 10^3$	143 - 255	1,2
СЧ25	250 (25)	$7,2 \cdot 10^3$	156 - 260	1,2
СЧ30	300 (30)	$7,3 \cdot 10^3$	163 - 270	1,3
СЧ35	350 (35)	$7,4 \cdot 10^3$	179 - 290	1,3

Таблица 7

Механические свойства высокопрочных чугунов (ГОСТ 7293-85)

Марка чугуна	$\sigma_B$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> ), не менее	$\sigma_{0,2}$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное удлинение $\delta$ , %, не менее	Твёрдость, НВ
ВЧ45	450 (45)	310 (31)	10	140 ÷ 225
ВЧ50	500 (50)	320 (32)	7	153 ÷ 245
ВЧ60	600 (60)	370 (37)	3	192 ÷ 277
ВЧ70	700 (70)	420 (42)	2	228 ÷ 302
ВЧ80	800 (80)	480 (48)	2	248 ÷ 351
ВЧ100	1000 (100)	700 (70)	2	270 ÷ 360

Таблица 8

Механические свойства ковких чугунов (ГОСТ 1215 – 85)

Марка чугуна	$\sigma_B$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	$\delta$ , %	Твёрдость, НВ не более
	не менее		
Ферритный чугун /Ф + (10...3)%П/			
КЧ30-6	300 (30)	6	163
КЧ35-10	350 (35)	10	163
КЧ37-12	370 (37)	12	163
Перлитный чугун /П + (20...0)%Ф/			
КЧ45-7	450 (45)	7	241
КЧ60-3	600 (60)	3	241

## 4. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

Термическая обработка любых сплавов заключается в нагреве их до определённой температуры, выдержке и охлаждении с целью изменения внутреннего строения и свойств. В основе процессов термической обработки железных сплавов лежит рассмотренное выше явление полиморфизма.

Термическая обработка применяется либо в качестве промежуточной технологической операции для улучшения обрабатываемости давлением или резанием, либо как окончательная операция для придания металлу или сплаву такого комплекса механических или химических свойств, который смог бы обеспечить заданные эксплуатационные характеристики изделия.

Перед тем, как приступить к изучению термической обработки стали рассмотрим основополагающие вопросы, связанные с критическими точками, ростом зерна и превращением переохлаждённого аустенита.

### 4.1. Критические точки в стали

Рассмотрим основные критические точки в стали, которые будут использованы нами в дальнейшем (рис. 37). Критические точки обозначаются буквой «А» (от французского **arret** – остановка). Вследствие теплового гистерезиса превращения при нагреве и охлаждении проходят при разных температурах. Поэтому для обозначения критических точек при нагреве и охлаждении используют дополнительные индексы: буквы «с» в случае нагрева и «г» в случае охлаждения. Например,  $A_{C3}$ ,  $A_{г3}$ .

$A_1$  – линия PSK диаграммы Fe – Fe<sub>3</sub>C

$A_{C1}$  – эвтектоидное превращение П( $\Phi_P + \Psi$ ) →  $A_S$

$A_{г1}$  -  $A_S \rightarrow \text{П}(\Phi_P + \Psi)$

$A_3$  – линия GS диаграммы Fe – Fe<sub>3</sub>C

$A_{C3}$  – окончание растворения феррита в аустените

$A_{г3}$  - начало кристаллизации феррита из аустенита

$A_{Cm}$  – линия SE диаграммы Fe – Fe<sub>3</sub>C. При нагреве – окончание растворения цементита вторичного ( $\Psi_{II}$ ) в аустените; при охлаждении – начало выделения  $\Psi_{II}$  из аустенита. Дополнительных индексов в этом случае не используется.

### 4.2. Рост аустенитного зерна

Различают два типа сталей: **наследственно мелкозернистую** и **наследственно крупнозернистую**; первая характеризуется малой склонностью к росту зерна, вторая – повышенной. Сталь, раскисленная только ферромарганцем или ферросилицием, является наследственно крупнозернистой. Сталь, дополнительно раскисленная алюминием, является

наследственно мелкозернистой. На рис. 38 представлена схема роста зерна при нагревании наследственно мелко- и крупнозернистой стали.

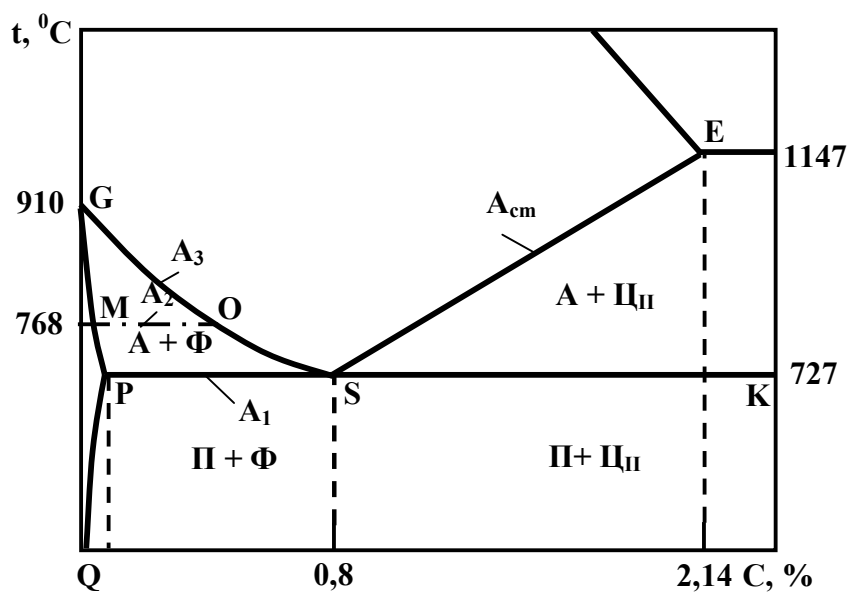


Рис. 37. Обозначение критических точек стали

Переход через критическую точку  $A_1$  сопровождается резким уменьшением величины зерна (рис. 39). При дальнейшем нагреве зерно аустенита в мелкозернистой стали не растёт до  $950 - 1000^\circ\text{C}$ , после чего устраняются факторы, препятствующие росту, и зерно начинает расти быстро. У крупнозернистой стали ничто не препятствует росту зерна, который и начинается вскоре после перехода через критическую точку (рис. 38).

От склонности к росту зерна аустенита зависит технологический процесс горячей деформации и термической обработки. Наследственно мелкозернистые стали имеют больший интервал закалочных температур; их прокатка и ковка могут начинаться при более высоких температурах.

Размер зерна, полученный в стали в результате той или иной термической обработки - это так называемое **действительное** зерно.

Таким образом, различают:

- начальное зерно – размер зерна аустенита в момент окончания перлитно-аустенитного превращения;
- наследственное (природное) зерно – склонность аустенитных зёрен к росту;
- действительное зерно – размер зерна аустенита в данных конкретных условиях.

Размеры перлитных зёрен зависят от размеров зёрен аустенита, из которых они образовались. Чем крупнее зёрна аустенита, тем, как правило, большего размера перлитные зёрна, образующиеся из них (рис.39).



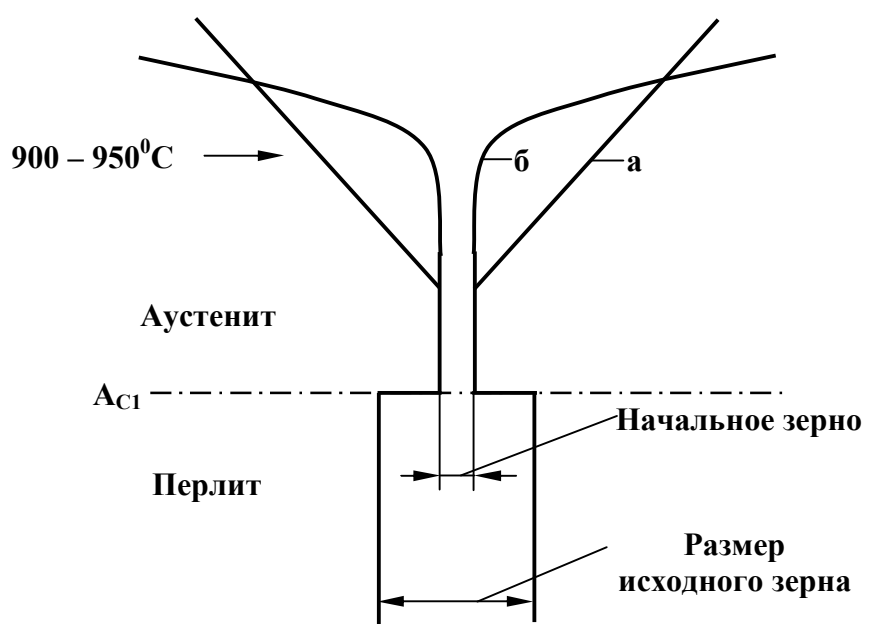


Рис. 38. Схема роста зерна:  
 а – в наследственно крупнозернистой;  
 б – в наследственно мелкозернистой стали

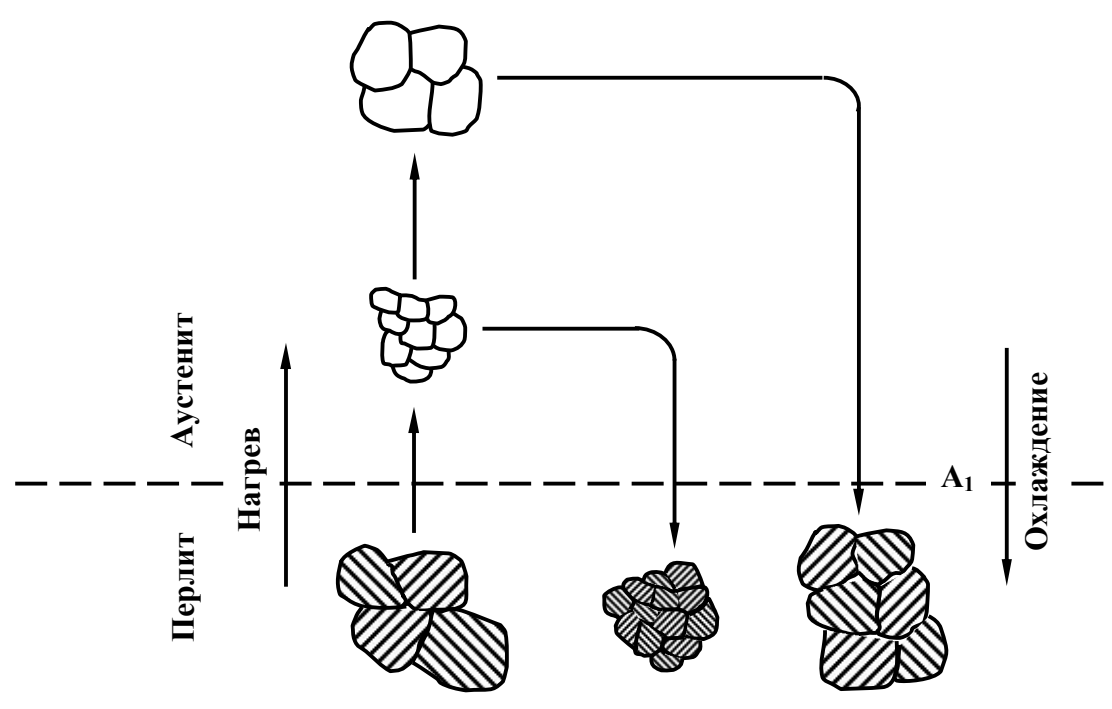


Рис. 39. Схема изменения размера зерна перлита в зависимости от нагрева в аустенитной области

### 4.3. Превращение переохлаждённого аустенита

В большинстве случаев при термической обработке сталь нагревают до аустенитного состояния и после определённой выдержки охлаждают с той или иной скоростью. Как правило, эта скорость охлаждения превышает необходимую для получения равновесной структуры. Мы опять встречаемся с явлением переохлаждения.

Рассмотрим превращение переохлаждённого аустенита на примере эвтектоидной стали, отличающейся наличием лишь одной структурной составляющей – перлита, образующегося в равновесных условиях по реакции  $A_S \rightarrow П(Ф_P + Ц)$ .

Для этого обратимся к диаграмме кинетики изотермического превращения переохлаждённого аустенита (рис. 40) стали У8\*, на которой можно выделить следующие области:

- 1 – устойчивого аустенита (выше  $A_1$ );
- 2 – переохлаждённого аустенита;
- 3 – начавшегося, но ещё не закончившегося превращения аустенита;
- 4 – закончившегося превращения;
- 5 – начавшегося, но ещё не закончившегося мартенситного превращения (между  $M_H$  и  $M_K$ );
- 6 – мартенситная область (ниже  $M_K$ ).

С увеличением переохлаждения аустенита (область 2) его устойчивость быстро уменьшается, достигая минимума (для эвтектоидной стали около  $500^\circ\text{C}$ ), и далее вновь возрастает.

В зависимости от степени переохлаждения аустенита различают три температурные области превращения: перлитного (переохлаждение до  $500^\circ\text{C}$ ), мартенситного (переохлаждение ниже  $M_H$  – для эвтектоидной стали ниже температуры  $240^\circ\text{C}$ ) и промежуточного (бейнитного) превращения.

В перлитном интервале температур образующиеся пластинчатые структуры, отличаются между собой лишь дисперсностью, под которой понимают расстояние между соседними пластинками феррита и цементита (рис. 41). При температурах  $A_1 \div 650^\circ\text{C}$  образуется перлит,  $650 \div 600^\circ\text{C}$  – сорбит,  $600 \div 500^\circ\text{C}$  – тростит. Однако, авторы полагают, что это деление чисто условное и правильнее было бы считать перлитом структуру, пластинчатое строение которой хорошо видно при помощи оптического микроскопа при увеличении  $100\times$ , сорбит и тростит считать псевдоэвтектоидом.

---

\* За сходство кривых с буквой «С» их часто называют С – образными, а в англоязычных странах – ТТТ – диаграммами (temperature – time – transformation, что означает «температура – время – превращение»).

В верхней части промежуточного интервала температур ( $500 \div 475 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ) образуется верхний бейнит, при более низких температурах ( $475 \div 240 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ) – нижний бейнит.

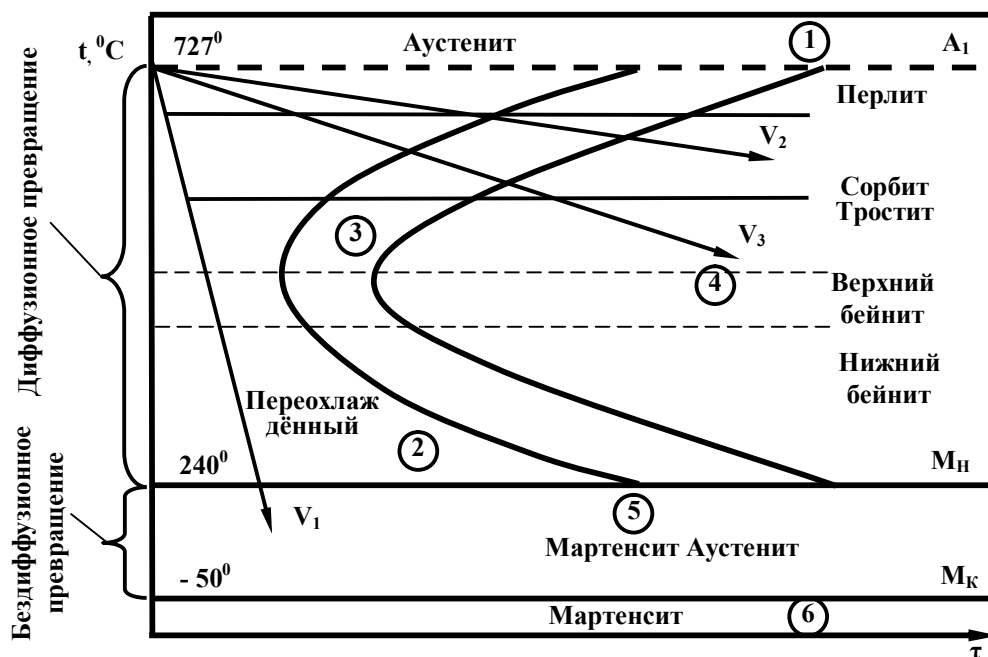


Рис. 40. Диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали

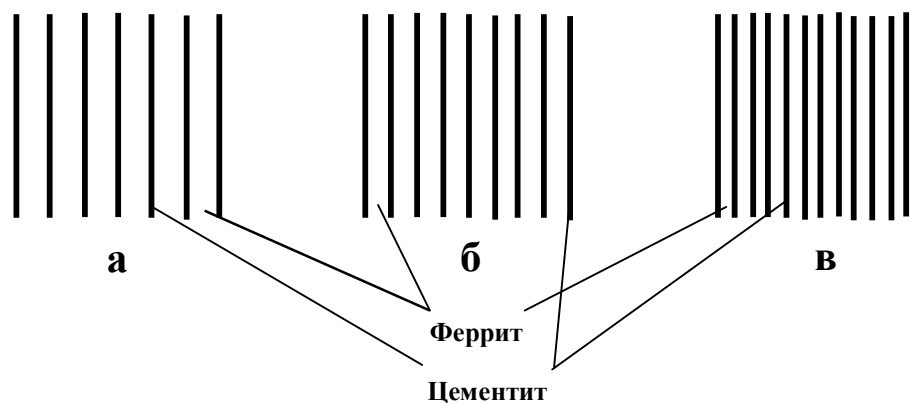


Рис. 41. Схемы ферритно - цементитных структур:  
а – перлит; б – сорбит; в – тростит

Ниже мартенситной точки  $M_H$  ( $240 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ) образуется мартенсит. С увеличением степени переохлаждения, а значит, с увеличением дисперсности выделений цементита и пересыщенности углеродом феррита, происходит рост прочностных и снижение пластических свойств продуктов

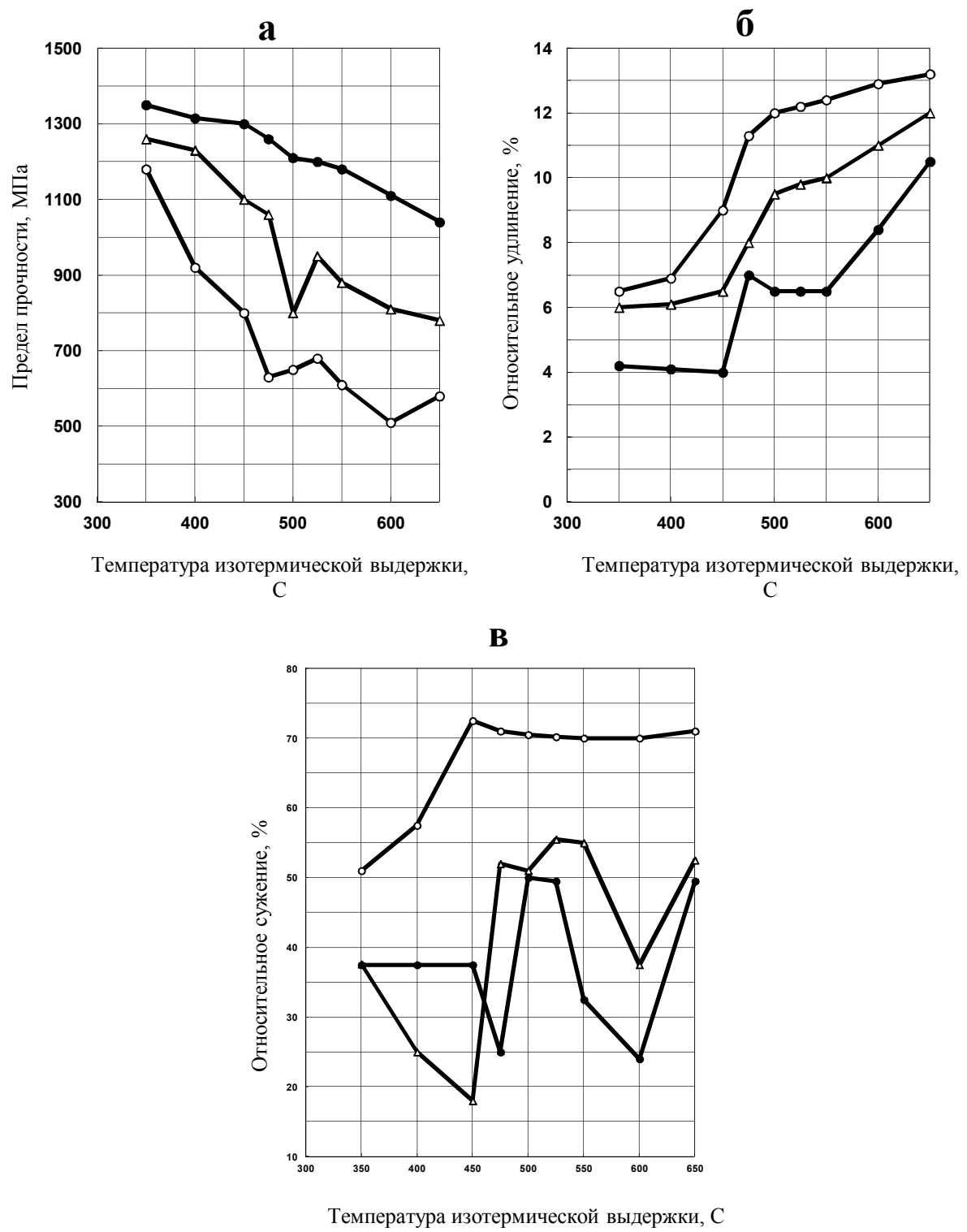
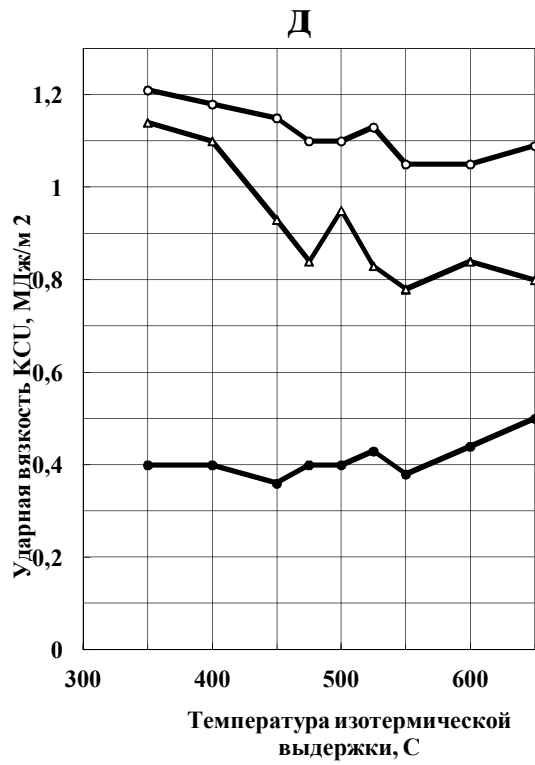
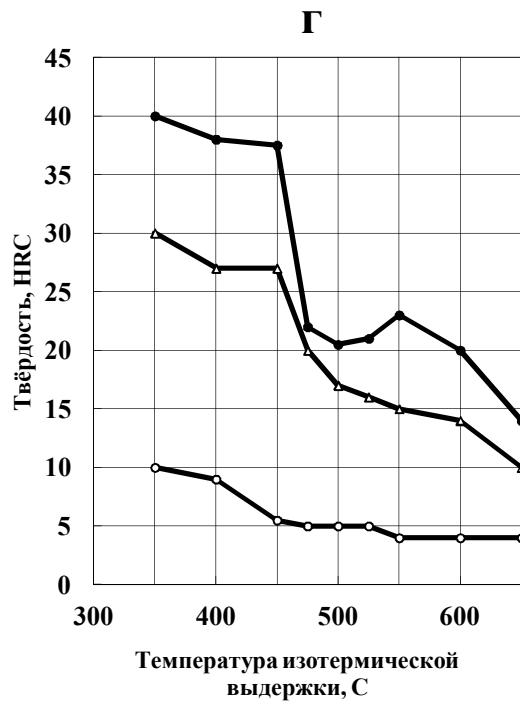


Рис. 42. Зависимость  $\sigma_B$ ,  $\delta$ ,  $\Psi$ , HRC и KCU от температуры изотермической выдержки  
 ○ – 20; Δ – 40; ● – Y10



сталей:

$\sigma_B$  (а),  $\delta$  (б),  $\Psi$  (в), HRC (г), KCU (д)

превращения аустенита. Так, в стали У8 твёрдость HRC повышается от 11 до 57 (по данным Ю.М. Лахтина). На рис. 42 приведены данные авторов о механических свойствах сталей 20, 40 и У10А, определённых на микрообразцах. Хорошо видна отмеченная выше тенденция изменения свойств. В области образования верхнего бейнита, особенно в стали 40 наблюдается снижение всех свойств.

На рис. 43 приведены примеры структур эвтектоидного характера, на рис. 44 - верхнего бейнита, на рис.45 – нижнего бейнита, на рис. 46 - мартенсита.

#### **4.4. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении**

Влияние непрерывного охлаждения на превращение аустенита можно проследить путём наложения кривых охлаждения на диаграмму изотермического превращения аустенита (рис.47). При рассмотрении этих зависимостей можно заключить, что с повышением скорости охлаждения увеличивается степень переохлаждения аустенита и, соответственно, тем дисперснее образуется ферритно - цементитная структура.

Можно считать, что при небольшой скорости охлаждения  $V_1$  образуется перлитная структура, при большей скорости  $V_2$  - сорбитная, ещё большей – троститная. Бейнитная структура при непрерывном охлаждении углеродистой стали обычно не образуется. При очень высоких скоростях охлаждения ( $V_4$ ,  $V_K$ ,  $V_5$ ) часть аустенита или весь аустенит переохлаждается до точки  $M_H$  и превращается либо частично (при  $V_4$ ), либо полностью в мартенсит. Минимальную скорость охлаждения, при которой переохлаждённый до  $M_K$  аустенит превращается в мартенсит, называют **критической скоростью закалки** ( $V_K$ ).

#### **4.5. Основные виды термической обработки**

В практике термической обработки стали различают отжиг, нормализацию, закалку и отпуск, химико-термическую обработку. Рассмотрим каждый вид термической обработки более подробно.

##### **4.5.1. Отжиг**

Отжигом называется термическая обработка, в процессе которой производится нагрев стальных деталей до требуемой температуры с последующей выдержкой и медленным охлаждением с печью для получения однородной, равновесной, менее твёрдой структуры, свободной от остаточных напряжений.

Различают отжиг с полной фазовой перекристаллизацией (диффузионный, полный, изотермический), неполной фазовой

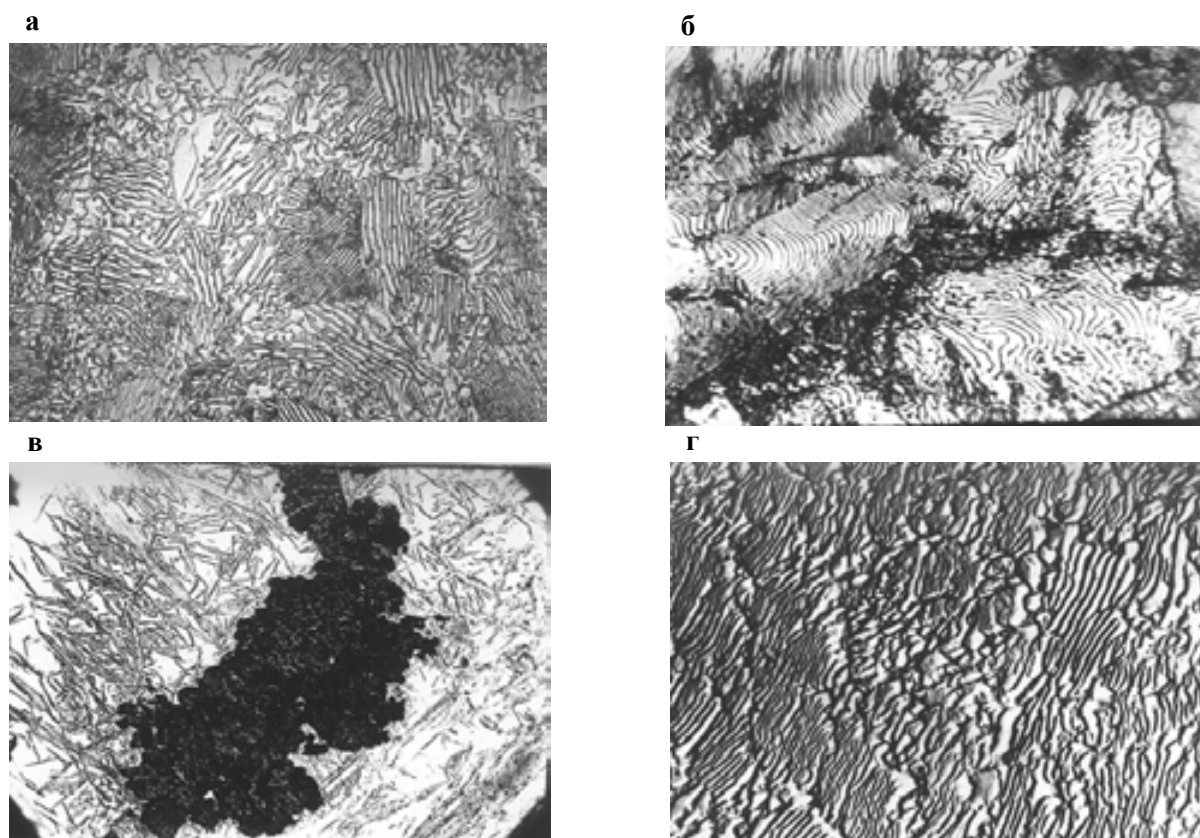


Рис. 43. Структуры эвтектоидного характера: а, б – перлит; в - тростит; г – электронно-микроскопический снимок тростита

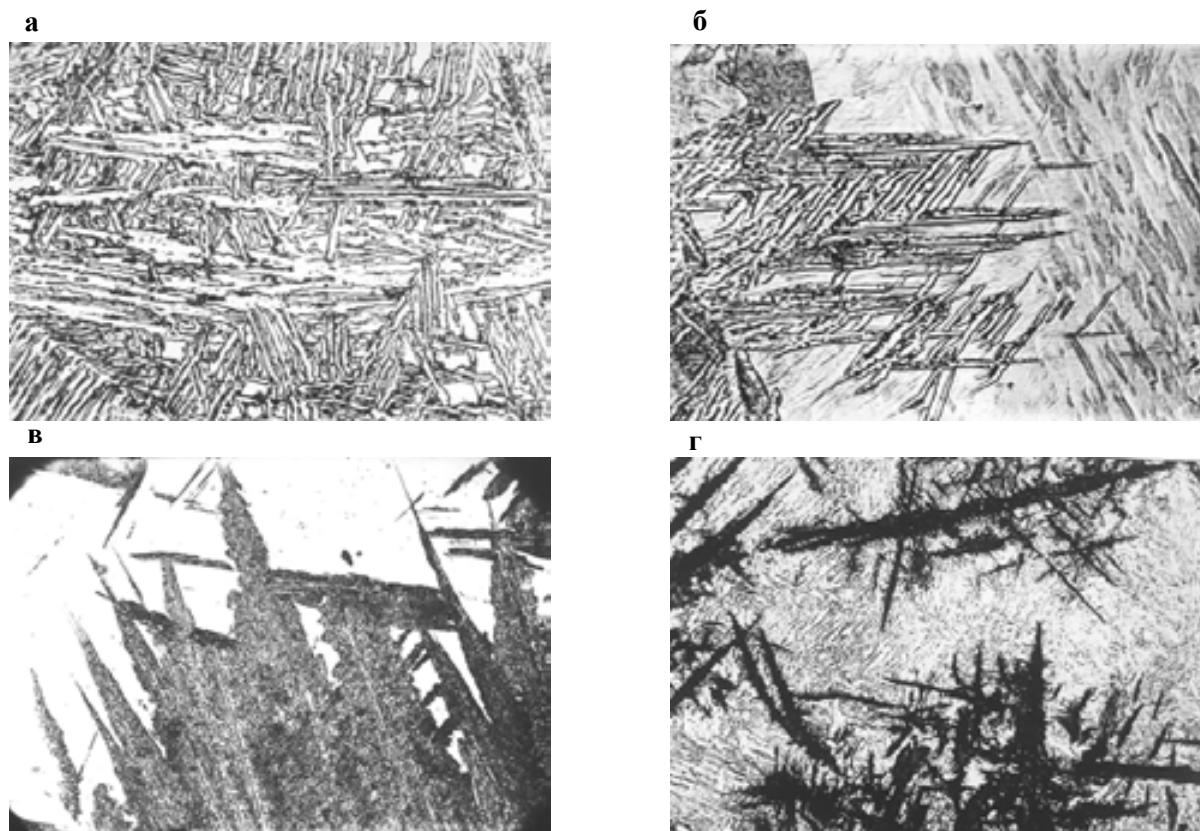


Рис. 44. Верхний бейнит

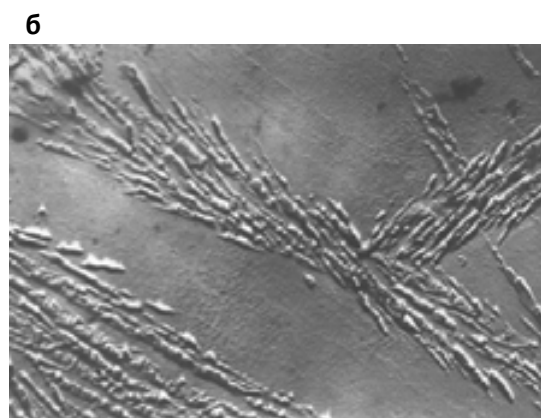


Рис. 45. Нижний бейнит

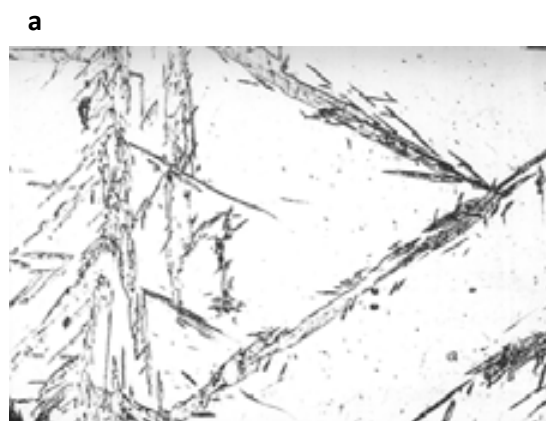


Рис.46. Мартенсит



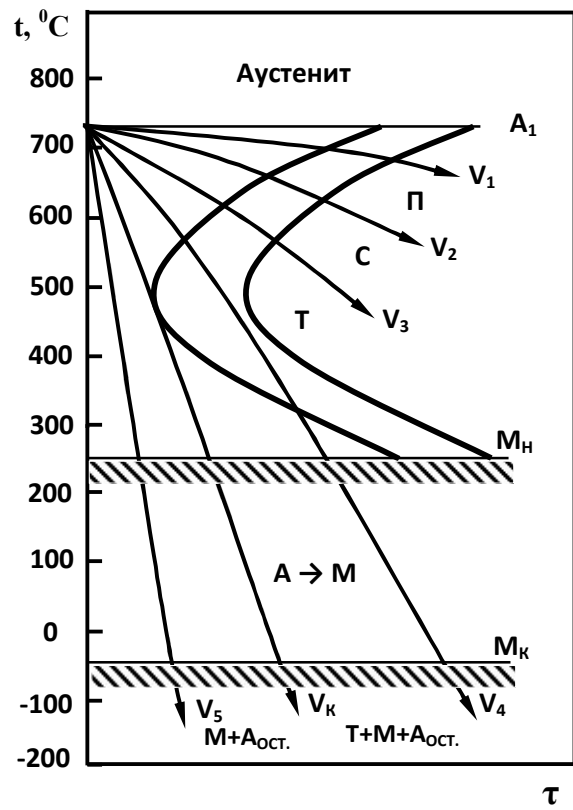


Рис. 47. Наложение кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита

перекристаллизацией (неполный, изотермический) и без фазовой перекристаллизации (низкий, рекристаллизационный).

Разновидностью отжига является нормализация, отличающаяся от полного отжига только повышенной скоростью охлаждения (охлаждение на воздухе).

Температуры нагрева стали при отжиге и нормализации показаны на рис. 48.

**Диффузионный отжиг (гомогенизацию)** применяют для устранения химической неоднородности, возникающей при кристаллизации металла. Нагрев слитков или отливок из углеродистых сталей осуществляют до температур  $1000 \div 1100$  °С, а легированных – до  $1100 \div 1200$  °С, при которых наиболее интенсивно протекают диффузионные процессы и ещё нет опасности пережога (оплавления границ зёрен). Выдержка при диффузионном отжиге обычно не превышает 20 ч, после чего металл охлаждают вместе с печью примерно до 800°С, затем выдают на воздух.

В результате диффузионного отжига металл приобретает крупное зерно, а в ряде случаев видманштеттову структуру, имеющую характерную направленность ферритной составляющей (рис. 49). В случае последующей пластической деформации устраняются оба дефекта. Для отливок необходим дополнительно полный отжиг

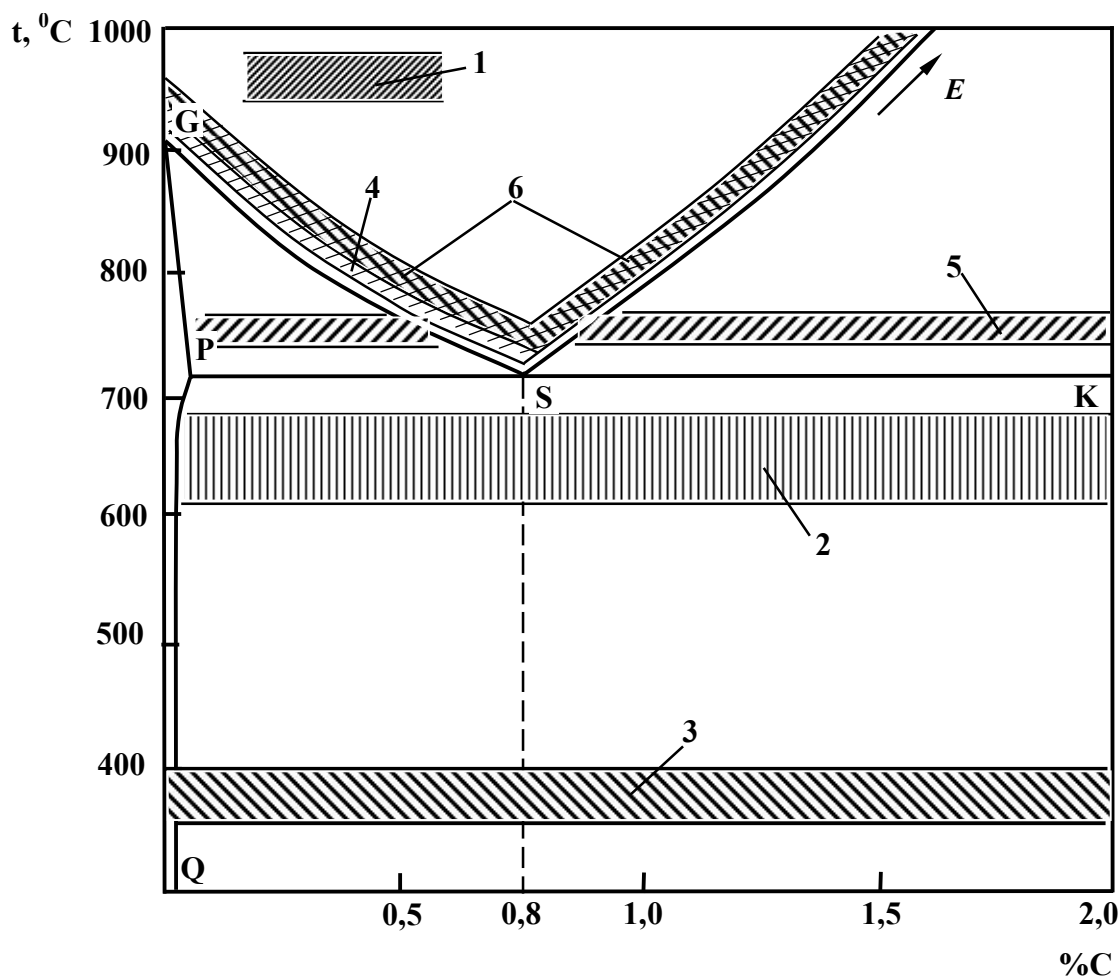


Рис. 48. Температура нагрева стали при отжиге и нормализации:  
 1 – диффузионный отжиг; 2 – рекристаллизационный отжиг; 3 – отжиг для снятия напряжений; 4 – полный отжиг; 5 – неполный отжиг; 6 – нормализация



Рис.49. Видманшеттова структура

**Полный отжиг** (фазовая перекристаллизация) применяется для измельчения зерна, устранения видманшеттовой структуры, снижения твёрдости и прочности, что облегчает обработку резанием. Полный отжиг используют только для доэвтектоидных сталей. Он состоит в нагреве металла

на  $30 \div 50$  °С выше критической точки  $A_{C3}$  ( $A_{C3} + 30 \div 50$  °С). При этом исходная крупнозернистая структура превращается в аустенит. Ограничение температуры нагрева связано с ограничением роста зерна. После выдержки, обеспечивающей полную перекристаллизацию, металл медленно охлаждают (со скоростью  $100 \div 200$  °С/ч для углеродистых сталей и  $30 \div 100$  °С/ч – для легированных).

**Неполный отжиг** отличается от полного тем, что сталь нагревают до более низкой температуры (выше  $A_{C1}$ , но ниже  $A_{C3}$  или  $A_{cm}$ ). Для доэвтектоидных сталей этот вид отжига применяют редко, в основном для улучшения обрабатываемости резанием. Заметим, что неполный смягчающий отжиг позволяет сэкономить время и снизить стоимость обработки.

Неполный отжиг, главным образом применяют для заэвтектоидных сталей. Нагрев до температуры  $A_{C1} + 10 \div 30$  °С приводит практически к полной перекристаллизации стали и получению зернистой формы перлита вместо обычной пластинчатой. Поэтому такой отжиг обычно называют сфероидизирующим.

Конечная структура стали зависит от скорости охлаждения и температуры сфероидизирующего отжига. Чем меньше скорость охлаждения, тем до больших размеров возрастают глобулы карбидов при распаде аустенита. Более мелкозернистый перлит обладает повышенной твёрдостью.

Сфероидизирующему отжигу подвергают углеродистые и легированные инструментальные и подшипниковые стали для улучшения обрабатываемости резанием и подготовки структуры к закалке, а также горячекатаный лист и ленту перед холодной прокаткой или штамповкой.

**Изотермический отжиг** применяют для улучшения обрабатываемости конструкционных сталей. Для инструментальных сталей он одновременно готовит структуру к закалке.

При изотермическом отжиге доэвтектоидные стали нагревают на  $30 \div 50$  °С выше  $A_{C3}$ , а заэвтектоидные выше  $A_{C1}$ , затем осуществляют перенос в печь с температурой ниже  $A_1$  (обычно  $660 \div 680$  °С), выдерживают при этой температуре до завершения превращения аустенита, после чего охлаждают на воздухе (рис. 50).

Изотермический отжиг заэвтектоидных сталей позволяет получить структуру зернистого перлита; в конструкционных сталях – более однородную ферритно – перлитную структуру. Изотермический отжиг позволяет значительно сократить длительность процесса перекристаллизации, особенно для легированных сталей, которые для требуемого снижения твёрдости приходится охлаждать очень медленно при полном отжиге.

Разновидностью изотермического отжига является **патентирование**, широко применяемое при производстве стальной проволоки для канатов и пружин.

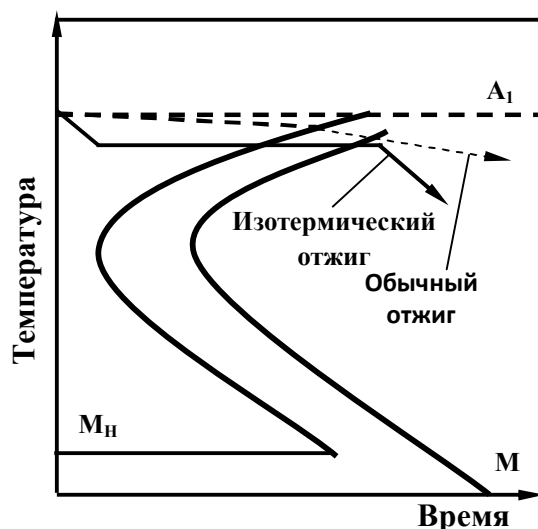


Рис. 50. Схема изотермического отжига

Процесс патентирования проволоки ведут в многониточных ( $20 \div 36$ ) агрегатах. Нить проволоки, пройдя через печь, достигает температуры  $920 \div 1000$  °С (что существенно выше критических точек  $A_{C3}$  и  $A_{cm}$  и позволяет получить однородный аустенит), после чего попадает в изотермическую среду (соль или расплавленный свинец) с температурой  $450 \div 550$  °С. В результате изотермического распада аустенита образуется тонкопластинчатый псевдоэвтектоид (сорбит или тростит), который позволяет при волочении достигать больших обжатий (более 75%) без обрывов.

Патентирование используется как промежуточная термическая обработка. Например, горячекатаная заготовка диаметром 6,5 мм из стали 45 (катанка) первое патентирование проходит исключительно для подготовки структуры к последующему волочению на диаметр 3,0 мм. После дальнейшего волочения на диаметр 1,0 или 1,2 мм проволока может иметь предел прочности  $\sigma_B$  до 2000 МПа и может поступить на производство канатов или вновь подвергнуться патентированию перед окончательным волочением на диаметр  $0,15 \div 0,20$  мм.

**Нормализация** отличается от полного отжига более быстрым охлаждением (на спокойном воздухе). При нормализации сталь нагревают до температуры на  $30 \div 50$  °С выше линии GSE (рис. 48). Благодаря ускоренному охлаждению получается более дисперсное строение псевдоэвтектоида. Кроме того, что немаловажно, частично или даже полностью подавляется выделение избыточных фаз (феррита в доэвтектоидной стали и цементита в заэвтектоидной стали). В результате прочность стали после нормализации становится больше, чем после отжига.

Нормализацию чаще всего применяют как промежуточную операцию для смягчения низкоуглеродистой стали перед обработкой резанием, а также для устранения цементитной сетки в заэвтектоидных сталях. Нормализацию

используют и как окончательную термическую обработку доэвтектоидных сталей (0,3 ÷ 0,6 %С), если требования к свойствам этих сталей умеренные и для них не обязательна закалка с высоким отпуском. Хорошие результаты даёт двойная нормализация, позволяющая существенно измельчить зерно и повысить прочностные свойства.

**Низкий отжиг** производится при температурах 200 ÷ 600 °С и имеет единственную цель – снятие внутренних напряжений в металле после обработки резанием, литья и др.

**Рекристаллизационный отжиг.** В процессе холодной пластической деформации происходит наклёп металла, который проявляется в следующем:

- повышаются прочностные характеристики и резко снижаются пластические;
- зёрна вытягиваются в направлении деформации;
- искажается кристаллическая решётка.

Дальнейшее деформирование металла технологически нецелесообразно.

Для того, чтобы вернуть металлу способность к деформации делают рекристаллизационный отжиг. Однако, прежде рассмотрим превращения в наклёпанном металле при его нагреве (рис. 51). Первоначально снимаются искажения кристаллической решётки. Это явление получило название **возврат** или **отдых**. При дальнейшем нагреве на границах деформированных зёрен начинают появляться новые равноосные зёрна. Минимальная температура, при которой появляются мелкие равноосные зёрна, получила название **температура рекристаллизации** ( $t_p$ ).

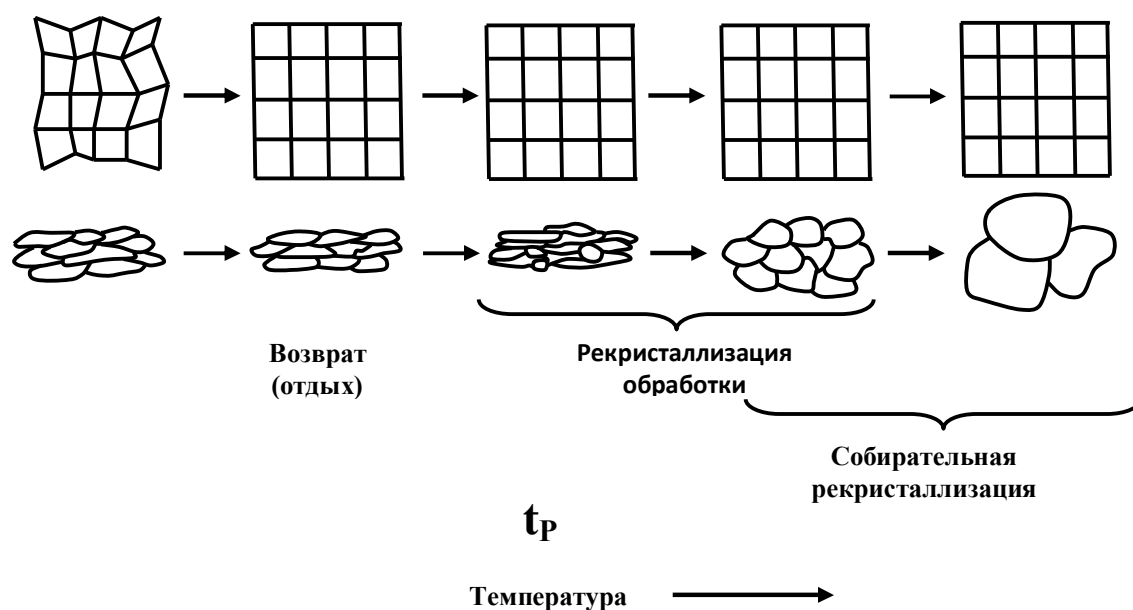


Рис. 51. Схема изменения строения наклёпанного металла при нагреве

Если осуществить при  $t_p$  отжиг, то он может продлиться больше месяца. С повышением температуры нагрева диффузионная подвижность атомов металлов существенно повышается. Как видно из рис. 51, первая стадия рекристаллизации – **рекристаллизация обработки** завершается образованием мелкозернистой структуры. Процесс рекристаллизации при верхней температуре первой стадии протекает довольно быстро. Например, при рекристаллизационном отжиге проволоки из стали 08 затрачивается всего 8 часов (не считая продолжительности охлаждения).

После получения мелкозернистой рекристаллизованной структуры при длительной выдержке или повышении температуры протекает вторая стадия – **собирательная рекристаллизация**, заключающаяся в слиянии и укрупнении зёрен металла.

Академиком А.А. Бочваром предложена формула для определения температуры рекристаллизации для чистых металлов и сплавов

$$T_p = a \cdot T_{пл},$$

где  $T_p$  – температура рекристаллизации, К;

$T_{пл}$  – температура плавления, К;

$a$  – коэффициент, зависящий от чистоты металла. У металлов обычной технической чистоты  $a = 0,4$ .

Таким образом, для назначения температуры рекристаллизационного отжига, достаточно определить температуру рекристаллизации  $t_p = T_p - 273$ , а затем, пользуясь диаграммой состояния (если речь идёт о сплавах), прибавить  $150 \div 200$  °С. В табл. 9 приведены теоретические температуры рекристаллизации, температуры, при которых в производственных условиях осуществляют рекристаллизационный отжиг, а также температуры горячей обработки давлением (теоретически считается, что холодная обработка производится ниже  $t_p$ , а горячая - выше этой температуры).

Таблица 9

Температуры рекристаллизации и горячей обработки давлением

Металл	Температура, °С		
	рекристаллизации	рекристаллизационного отжига	горячей обработки давлением
Железо	450	600 ÷ 700	1300 ÷ 800
Сталь	450	600 ÷ 700	1250 ÷ 800
Медь	270	450 ÷ 500	800 ÷ 600
Латунь	250	450 ÷ 500	750 ÷ 600
Алюминий	50	250 ÷ 350	460 ÷ 350
Молибден	900	1400 ÷ 1600	2000 ÷ 1400

На рис. 52 в качестве примера приведена зависимость изменения механических свойств наклёпанной низкоуглеродистой стали в зависимости от температуры отжига, из которого видно, что прочностные характеристики сначала медленно снижаются вследствие возврата, а при температурах,

несколько превышающих  $t_p$ , снижаются резко. При этом происходит раздвоение кривой на  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$ . Характеристики пластичности при этом изменяются противоположным образом.

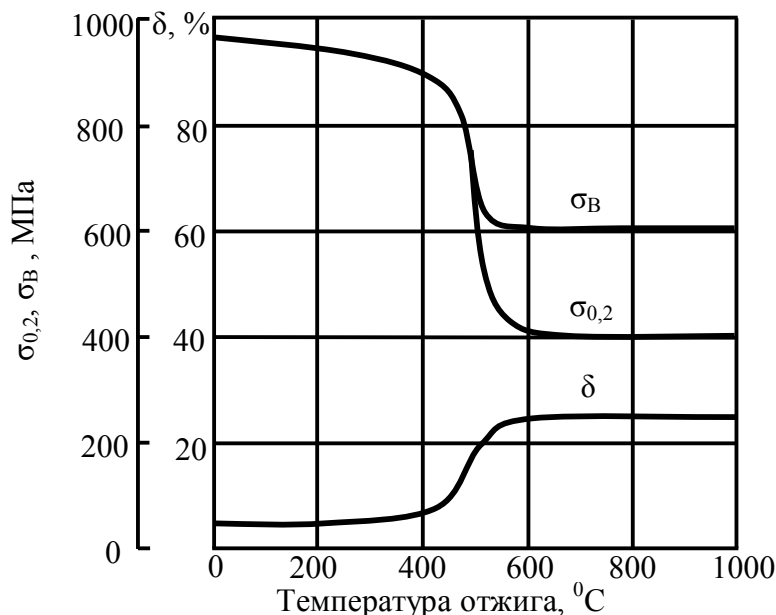


Рис. 52. Изменение механических свойств наклепанного металла в зависимости от температуры отжига

#### 4.5.2. Закалка стали

Целью закалки стали является получение мартенситной структуры.

Мартенситом называется испытанный фазовый наклеп продукт бездиффузионного превращения аустенита в альфа-железо, кристаллическая решётка которого вследствие пересыщения углеродом тетрагонально искажена.

Мартенсит образуется в условиях охлаждения аустенита до  $M_H$  со скоростью выше критической скорости закалки  $V_K$ . Содержание углерода в мартенсите равно его содержанию в исходном аустените.

Для определения критической скорости закалки определяют температуру нагрева в аустенитную область ( $t_H$ ), например для стали У8  $A_{C1} + 30 \div 50$  °C, что составит примерно 760 °C. Затем по диаграмме кинетики изотермического превращения переохлаждённого аустенита (рис. 53) находят температуру и время минимальной устойчивости аустенита  $t_{min}$  (~ 500 °C) и  $\tau_{min}$  (~ 0,5 с). Тогда критическая скорость закалки  $V_K$  определяется по следующей формуле:

$$V_K = \frac{t_H - t_{min}}{\tau_{min}} = \frac{760 - 500}{0,5} = 520 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$$

Различают **полную закалку**, обычно применяемую к доэвтектоидным сталям (температура нагрева выбирается по принципу  $A_{C3} + 30 \div 50 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и **неполную**, обычно применяемую для заэвтектоидных сталей (температура аустенитизации  $A_{C1} + 30 \div 50 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

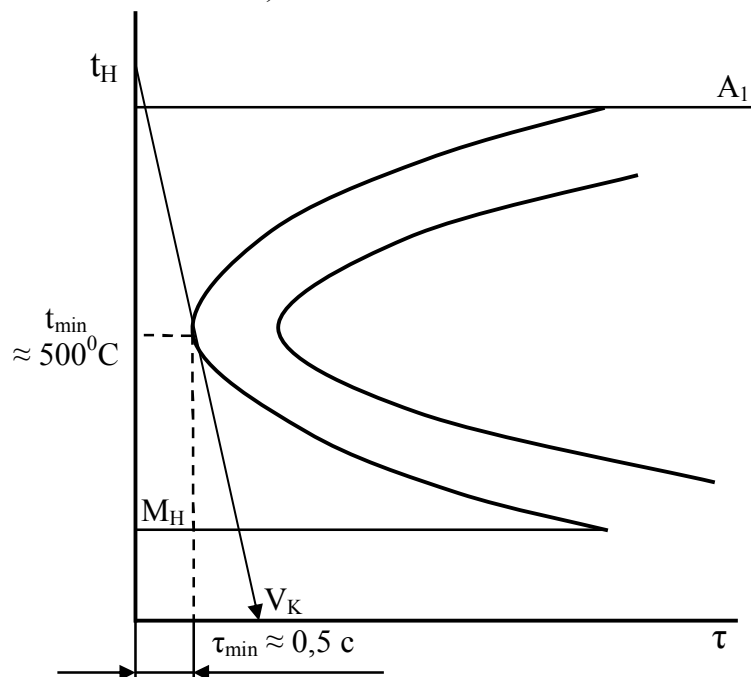


Рис. 53. Диаграмма кинетики изотермического превращения переохлаждённого аустенита в стали У8

В результате закалки структура будет состоять либо полностью из мартенсита, либо из смеси мартенсита и непревратившегося аустенита (остаточный аустенит). Количество остаточного аустенита зависит от содержания углерода в стали (рис. 54).

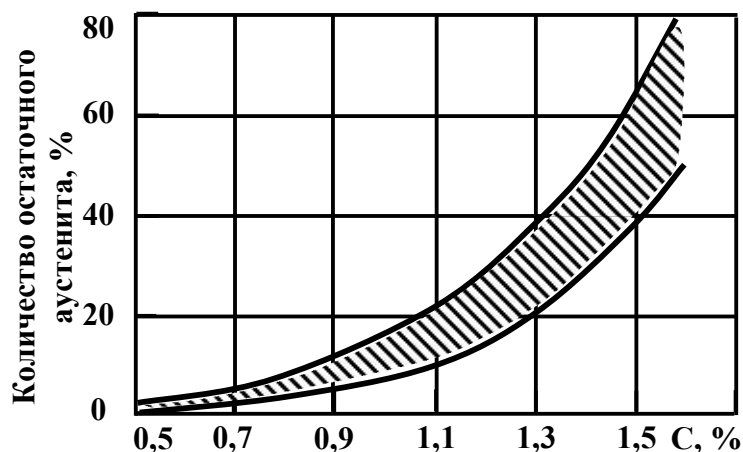


Рис. 54. Зависимость количества остаточного аустенита от содержания углерода (заштрихованная полоса учитывает возможность разных условий охлаждения в интервале температур мартенситного превращения)



При закалке стали обычно преследуют две основные цели:

- получение высокой твёрдости, необходимой, например, для режущего инструмента;
- получение однородной мартенситной структуры во всём объёме изделия для преобразования её в процессе последующего отпуска в сорбит или тростит.

В связи с этим рассмотрим два важных понятия: закаливаемость и прокаливаемость.

**Закаливаемость** характеризуется твёрдостью мартенсита и может быть представлена кривой в координатах «твёрдость HRC – содержание углерода» (рис. 55).

**Прокаливаемость** характеризуется глубиной проникновения закалённой зоны. Несквозная прокаливаемость обусловлена тем, что при закалке деталь охлаждается быстрее с поверхности и медленнее в сердцевине. Влияние скорости охлаждения на прокаливаемость стали показана на рис. 56.

Глубина проникновения закалённой зоны соответствует заштрихованному слою, т.е. проходит до точки пересечения кривых критической скорости закалки  $V_K$  и скорости охлаждения  $V_{Oxл}$ . Чем меньше  $V_K$ , тем глубже прокаливаемость. Прокаливаемость, как и критическая скорость охлаждения, тесно связана со скоростью превращения аустенита.

При сквозной прокаливаемости механические свойства по сечению изделия одинаковы, при несквозной прокаливаемости в сердцевине наблюдается снижение прочности, пластичности и вязкости металла.

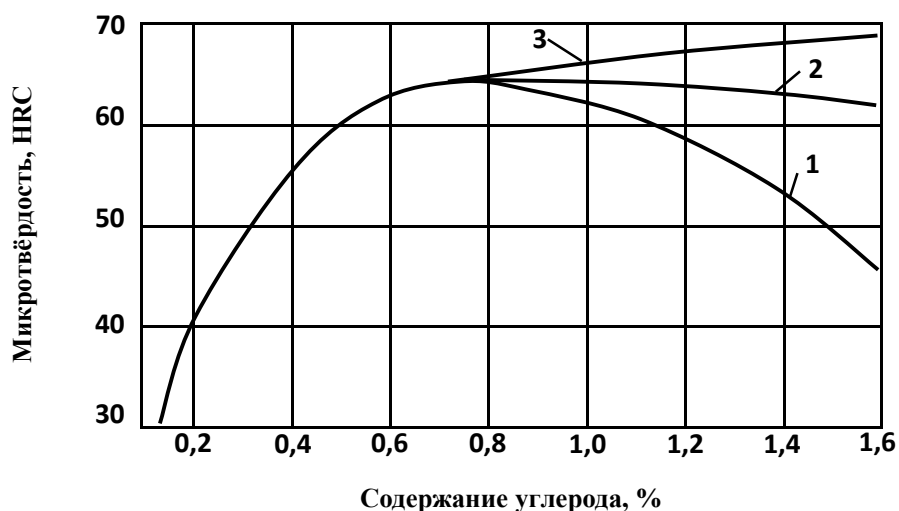


Рис. 55. Твёрдость углеродистой стали в зависимости от содержания углерода и температуры нагрева под закалку:  
 1 – нагрев выше  $A_{C3}$  (или  $A_{cm}$ ); 2 – нагрев выше  $A_{C1}$  ( $770^{\circ}C$ ); 3 – микротвёрдость мартенсита

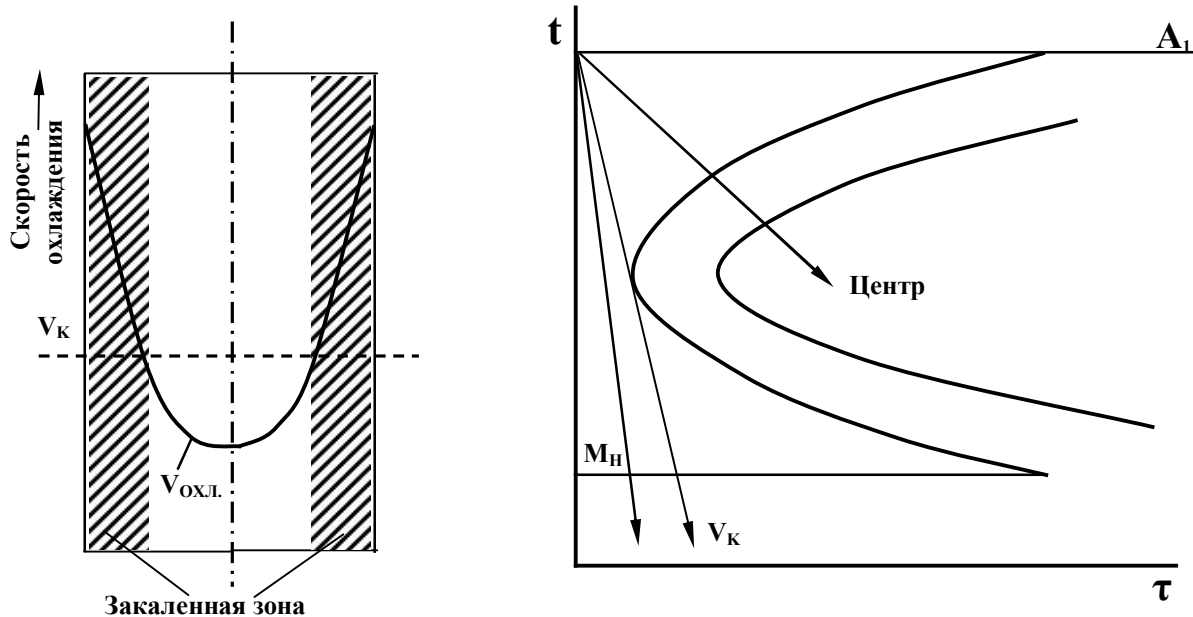


Рис. 56. Влияние скорости охлаждения на прокаливаемость стали

Прокаливаемость углеродистых сталей зависит от содержания углерода: с понижением его количества в стали прокаливаемость падает. Уменьшение скорости охлаждения также приводит к снижению прокаливаемости. При закалке в масле сквозная прокаливаемость деталей из среднеуглеродистой стали составляет 3-4 мм, при закалке в воде около 10 мм. С увеличением размеров заготовки прокаливаемость резко уменьшается. Так, в заготовке диаметром 40 мм из стали 45 при закалке в воде мартенситная структура достигается на глубине всего лишь 4 мм.

Прокаливаемость является одним из основных критериев и при выборе марки стали рассматривается наряду с её механическими свойствами, технологичностью и себестоимостью.

В некоторых случаях необходимая прокаливаемость может быть меньше сквозной. Например, если детали работают на кручение или изгиб, то возникающие напряжения уменьшаются от максимальных на поверхности до нуля в сердцевине. Для таких деталей сквозная прокаливаемость необязательна, достаточно иметь прокаливаемость на расстоянии  $0,5 \div 0,25$  радиуса от поверхности.

### 4.5.3. Отпуск стали

Отпуск является заключительной операцией термической обработки стали. При отпуске закалённую сталь подвергают нагреву до температур ниже  $A_{C1}$ , выдерживают при этой температуре и охлаждают. Целью отпуска может являться снятие внутренних напряжений или получение определённой

структуры, обеспечивающей необходимый комплекс механических свойств. Характер изменения механических свойств стали в зависимости от температуры отпуска показан на рис. 57. Различают низкий, средний и высокий отпуск.

**Низкий отпуск** осуществляют при температуре  $80 \div 200$  °С. Основной целью низкого отпуска является снижение внутренних напряжений и некоторое уменьшение хрупкости мартенсита при сохранении высокой твёрдости и износостойкости деталей.

В интервале температур низкого отпуска происходит процесс зарождения карбидов (ЗК), при котором ещё не возникает поверхность раздела между образующейся карбидной фазой и мартенситной матрицей. Структура стали после низкого отпуска получила название **мартенсит отпуска**.

Низкий отпуск применяют для режущего и мерительного инструмента, а также машиностроительных деталей, которые должны обладать высокой поверхностной твёрдостью и износостойкостью.

**Средний отпуск** проводят при  $250 \div 400$  °С. В этом интервале температур происходит процесс зарождения и обособления карбидов (ОК). Образующаяся при этом структура получила название **тросита отпуска**. Обособившиеся карбиды имеют форму мелких тонких пластин, заострённых к своим краям. Такая форма карбидов способствует понижению ударной вязкости и, казалось бы, что средний отпуск не следует использовать. Однако, в углеродистых сталях в интервале температур среднего отпуска наблюдается максимум предела упругости, что и обусловило его применение для пружинно-рессорных сталей.

**Высокий отпуск** углеродистых сталей проводят при  $550 \div 675$  °С. При этом протекают одновременно три стадии процессов карбидообразования: зарождение карбидов, обособление и коагуляция, обеспечивающие однородную структуру с зернистым цементитом, получившую название **сорбит отпуска**.

Высокому отпуску подвергают высоконагруженные детали из конструкционных сталей.

Термическая обработка, состоящая из закалки с высоким отпуском, улучшающая общий комплекс механических свойств, получила название **улучшение**.

#### 4.6. Химико-термическая обработка стали

Химико-термической обработкой (ХТО) называется процесс изменения химического состава, структуры и свойств поверхностного слоя стали путем диффузионного насыщения его различными элементами (углеродом, азотом, бором и т.д.) при высоких температурах. Основная цель ХТО – повышение износостойкости; в ряде случаев – коррозионной стойкости, жаростойкости, придание изделию товарного вида.

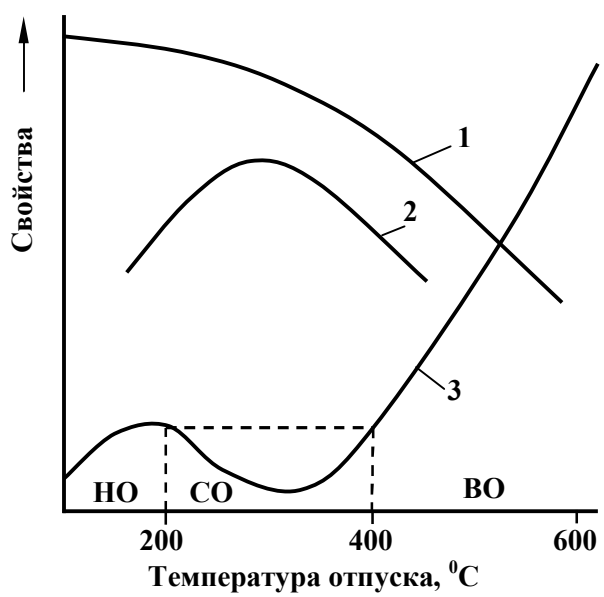


Рис. 57. Влияние температуры отпуска на механические свойства углеродистой стали:  
 1 – твёрдости, предела прочности, предела текучести;  
 2 – предела упругости;  
 3 – ударной вязкости;  
 НО – низкий отпуск; СО – средний отпуск; ВО – высокий отпуск

В зависимости от насыщающего элемента различают следующие виды ХТО:

- насыщение углеродом – цементация;
- азотом – азотирование;
- углеродом и азотом – нитроцементация или цианирование;
- бором – борирование;

Насыщение поверхности металлами называют диффузионной металлизацией (насыщение алюминием - алитирование, хромом – хромирование, цинком – шерардизацией).

Природа процессов, совершающихся при ХТО, одинакова для всех насыщающих элементов. Для диффузионного насыщения надо поместить изделие в среду, богатую насыщающим элементом, обеспечив при этом достаточно высокую температуру.

В этих условиях протекают следующие процессы:

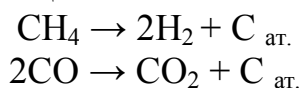
- 1) **диссоциация** – во внешней среде происходит распад молекул и образование активных атомов диффундирующего элемента;
- 2) **адсорбция** – поглощение поверхностным слоем стали атомов диффундирующего элемента;
- 3) **диффузия** – проникновение атомов диффундирующего элемента в глубь металла.

### 4.6.1. Цементация

Назначение цементации – насыщение поверхностного слоя стальных деталей углеродом. Поскольку цементации подвергаются, как правило, низкоуглеродистые стали (10, 15, 20), последующая закалка позволяет придать детали поверхностную твёрдость и износостойкость, сохранив вязкость сердцевины. При таком сочетании свойств деталь хорошо воспринимает ударные нагрузки и противостоит износу.

Различают два<sup>\*)</sup> основных вида цементации: в твёрдой и газовой средах. Среда, поставляющая углерод к поверхности детали, подвергающейся цементации, называется **карбюризатором** (от англ. «carbon» – углерод).

Газовая цементация проводится в основном в смеси нейтральных газов с метаном (CH<sub>4</sub>), оксидом углерода и другими углеродсодержащими газами при температуре 930 ÷ 950 °С. Процессу насыщения углеродом предшествуют следующие реакции:



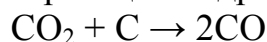
Выделившийся атомарный углерод поглощается поверхностью стали, имеющей при температуре 930 ÷ 950 °С структуру аустенита, который, как известно, может растворять до 2,14 % углерода.

Твёрдая цементация (цементация в твёрдом карбюризаторе) производится в стальных ящиках, в которых детали укладываются попеременно с карбюризатором. Ящики закрывают крышками и замазывают огнеупорной глиной для предотвращения утечки газов. В качестве твёрдого карбюризатора используют дубовый и берёзовый уголь и активизаторы BaCO<sub>3</sub> и Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>.

Процессы насыщения стали углеродом обеспечиваются следующим образом: при температуре цементации (930 ÷ 950 °С) углекислый барий разлагается по реакции:



Углекислый газ вступает в реакцию с древесным углем:



и далее



Образовавшийся атомарный углерод проникает в решётку γ – железа и диффузионным путём перемещается в глубь детали. При продолжительности цементации 8 ÷ 10 часов глубина слоя составляет ~ 1 мм.

---

<sup>\*)</sup> Иногда применяют жидкостную цементацию в расплавах, содержащих 75 – 80 % Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>, 10 – 15 % NaCl, 6 – 10 % SiC. Насыщение поверхности деталей углеродом происходит за счёт атомарного углерода и оксида углерода, образующихся по реакции: SiC + 2Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> → Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub> (шлак) + Na<sub>2</sub>O + 2CO + C

За глубину цементации принимается обычно расстояние от поверхности до слоя с содержанием углерода 0,4 % (рис. 58).

На поверхности образуется зона заэвтектоидной стали со структурой перлита и сеткой цементита, далее зона эвтектоидной стали со структурой перлита, затем зона доэвтектоидной стали с феррито – перлитной структурой.

После цементации из-за длительной выдержки при высоких температурах сталь становится крупнозернистой и, как отмечалось ранее, в поверхностном слое имеется сетка вторичного цементита. Кроме того, сам процесс науглероживания не обеспечивает необходимой твёрдости, а значит и износостойкости поверхностного слоя (HRC после цементации 10 -15). Твёрдость же цементованной детали должна составлять HRC 60. Без термической обработки ни измельчения зерна, ни требуемого уровня твёрдости достичь невозможно.

Менее ответственные детали подвергают закалке непосредственно с цементационного нагрева (рис. 59 а). При этом крупное зерно не устраняется. Рекомендуется использовать в таком случае наследственно мелкозернистые стали и газовую цементацию, сокращающую время пребывания стали при высокой температуре. Положительную роль при закалке с цементационного нагрева играет **подстуживание** до  $800 \div 750$  °С, которое существенно снижает **коробление**.

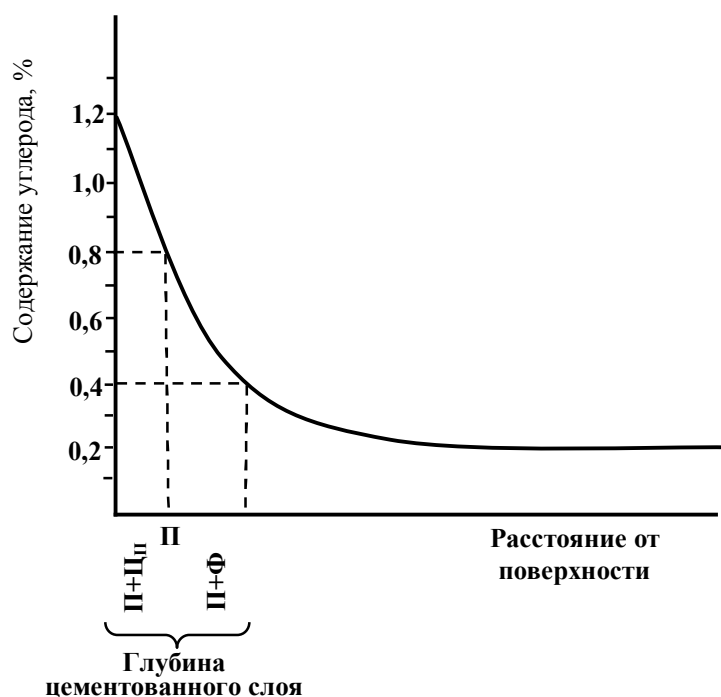


Рис. 58. Распределение углерода и структуры по толщине цементованного слоя в стали 20

Заключительной операцией термической обработки после цементации является низкий отпуск при температуре около 200 °С.

При более высоких требованиях к структуре после цементации детали подвергают охлаждению на воздухе, однократной закалке с нагрева выше  $A_{C3}$  и низкому отпуску (рис. 59 б). При этом в сердцевине и на поверхности детали происходит перекристаллизация и измельчение зерна. Однако, в поверхностном слое наблюдается перегрев, так как оптимальной температурой закалки заэвтектоидных сталей является нагрев выше  $A_{C1}$ , но ниже  $A_{cm}$ .

Особо ответственные детали после цементации подвергают двойной закалке с низким отпуском (рис. 59 в). При первой закалке с температуры на  $30 \div 50$  °С выше  $A_{C3}$  происходит перекристаллизация сердцевины детали с образованием мелкого аустенитного зерна. Одновременно цементитная сетка в поверхностном слое растворяется. При нагреве под вторую закалку мартенсит, полученный после первой закалки, претерпевает высокий отпуск, при котором образуются глобулярные карбиды, увеличивающие твёрдость поверхностного заэвтектоидного слоя. Кроме того, при второй закалке с температуры выше  $A_{C1}$  на  $30 \div 50$  °С в поверхностном слое обеспечивается мелкое зерно и структура мартенсита. После такой термической обработки заэвтектоидный слой имеет структуру отпущенного мартенсита с включениями глобулярных карбидов. Структура сердцевины определяется

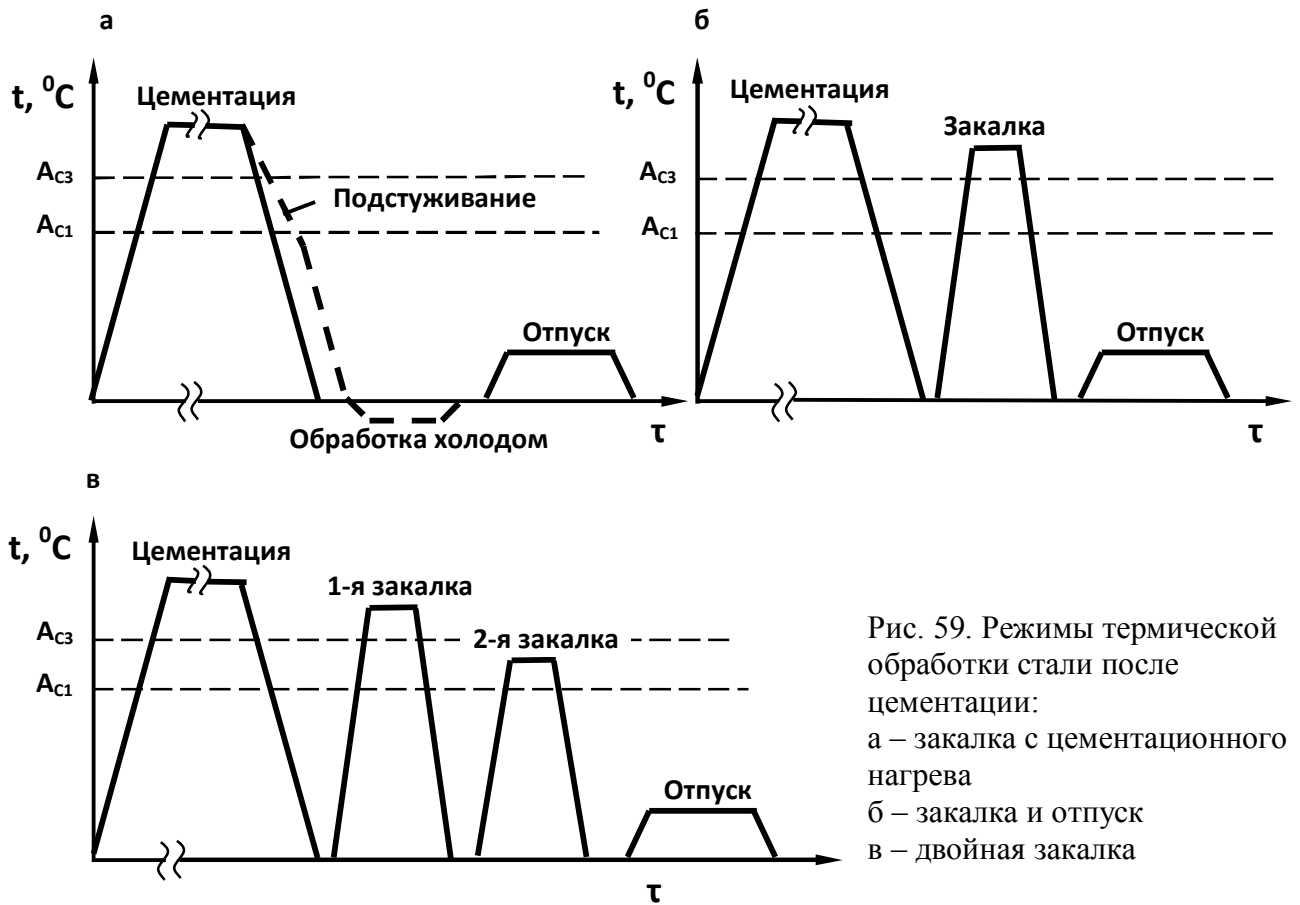


Рис. 59. Режимы термической обработки стали после цементации:  
 а – закалка с цементационного нагрева  
 б – закалка и отпуск  
 в – двойная закалка

химическим составом и прокаливаемостью стали. При цементации углеродистой стали из-за низкой прокаливаемости сердцевина имеет феррито-перлитную структуру.

#### 4.6.2. Азотирование

Основной целью азотирования стали является достижение высокой поверхностной твёрдости и износостойкости. Кроме того, насыщение поверхности азотом повышает усталостную прочность и коррозионную стойкость в водной среде, паровоздушной и влажной атмосфере.

Процесс насыщения поверхности деталей азотом осуществляется в атмосфере диссоциированного аммиака. Повышение твёрдости при этом объясняется образованием в насыщенном азотом слое дисперсных нитридов. Процесс ведут при температуре  $500 \div 525$  °С в течение  $50 \div 60$  часов, что позволяет получить азотированный слой толщиной  $0,4 \div 0,5$  мм. Повышение температуры процесса ведёт к снижению поверхностной твёрдости вследствие укрупнения нитридной фазы. Азотирование углеродистых сталей малоэффективно (рис. 60), поэтому мы вернёмся к нему при изучении легированных сталей.

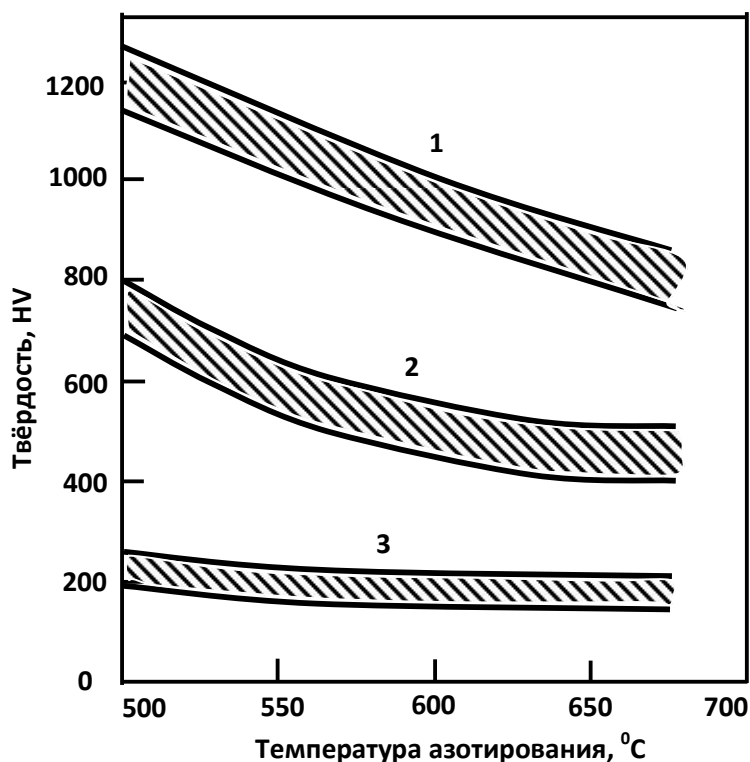


Рис. 60. Твёрдость (поверхностная) азотированного слоя в зависимости от температуры азотирования:

1 – нитраллой; 2 – конструкционные легированные стали; 3 – углеродистые стали



## 5. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

### 5.1. Легированные стали и легирующие элементы

**Легированными** называются стали, в которые для придания специальных механических, химических или физических свойств специально введены легирующие элементы.

**Легирующими элементами** называются только те, что специально введены в сталь для придания ей специальных свойств, например, определённой прокаливаемости, коррозионной стойкости, жаропрочности и т.п.

Как и в углеродистых сталях, в легированных содержатся **технологические добавки**. Содержание кремния находится в пределах  $0,15 \div 0,4$  %, а марганца – в количестве  $0,30 \div 0,80$  %. Стали, содержащие в указанных пределах кремний и марганец, не являются легированными этими элементами. В качестве технологических добавок применяют также титан и алюминий, которые вводятся в количестве только нескольких сотых долей процента, а в готовом металле их остаётся тысячные доли процента.

Кроме элементов, вводимых как технологические добавки, без которых сталь нельзя выплавить качественной, она содержит целый ряд элементов, являющихся вредными примесями. Содержание вредных примесей обусловлено тем, что их не удаётся полностью удалить. К числу таких элементов относятся сера и фосфор, количество которых в стали определяется химическим путём, а также кислород, водород, азот, мышьяк и сурьма, количество которых в стали обычно не определяется, но которые в той или иной степени отрицательно влияют на качество стали, снижают её пластичность. Водород, кроме того, обуславливает образование флокенов.

Нередко сталь содержит в небольших количествах хром, никель, медь, молибден и другие элементы, которые в неё специально не вводились, а попали случайно с шихтой – с природно-легированными чугунами или с поступившими в переплав отходами легированных сталей и чугунов. Поэтому, если в стали содержится примерно  $0,1 \div 0,2$  % Cr,  $0,1 \div 0,2$  % Ni, столько же меди и небольшое количество других элементов, которые в неё специально не вводились, она не считается легированной, так как эти примеси оказались в стали случайно.

Все указанные выше технологические добавки, вредные и случайные примеси не могут рассматриваться как легирующие элементы.

По взаимодействию с углеродом все элементы, содержащиеся в стали, делят на карбидообразующие (Hf, Nb, Ta, Ti, V, W, Mo, Cr, Mn) и некарбидообразующие (Si, Al, Ni, Co, Cu).

Легирующие элементы различным образом влияют на полиморфизм железа. Одни (Mn, Ni, Cu, Co) расширяют область  $Fe_\gamma$ , другие (Si, Al, W, Mo, V, Ti, Nb, Cr, Ta, Hf) – сужают её (рис. 61).

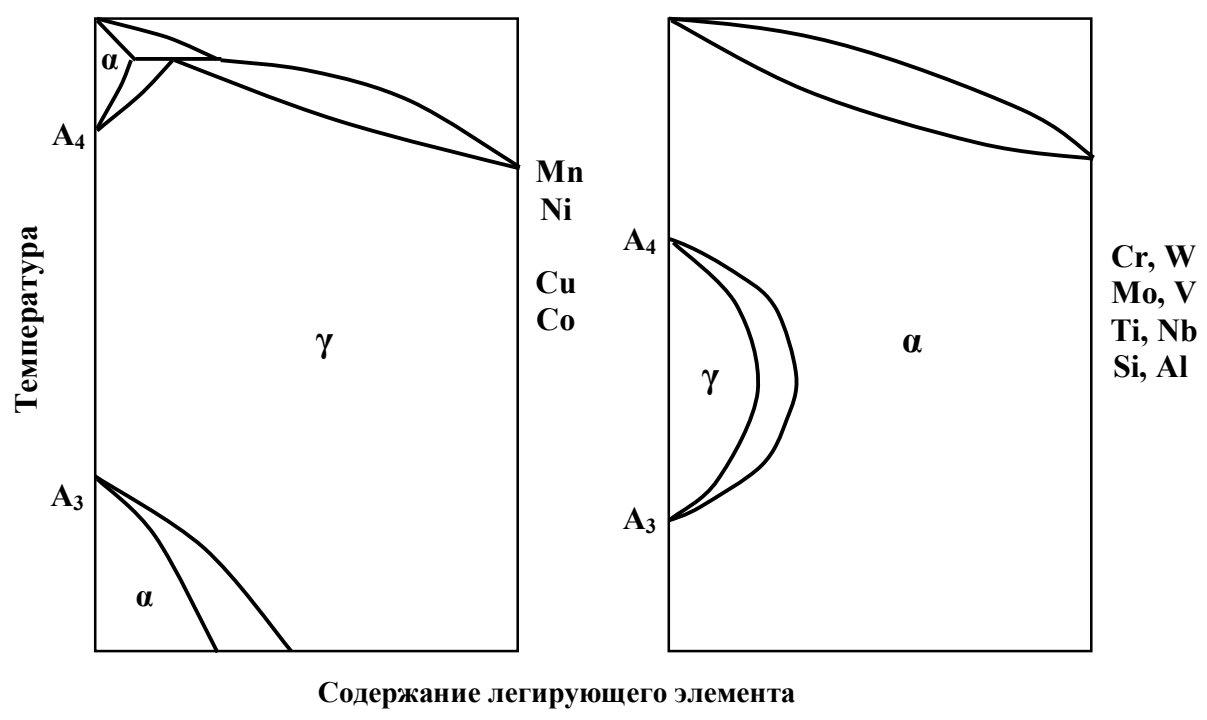


Рис. 61. Схемы диаграмм состояний «железо - легирующий элемент»

Большинство легирующих элементов способствует снижению температуры начала мартенситного превращения и повышению в закалённой стали количества остаточного аустенита (рис. 62). Лишь кобальт и алюминий воздействуют противоположно, не оказывает влияния кремний.

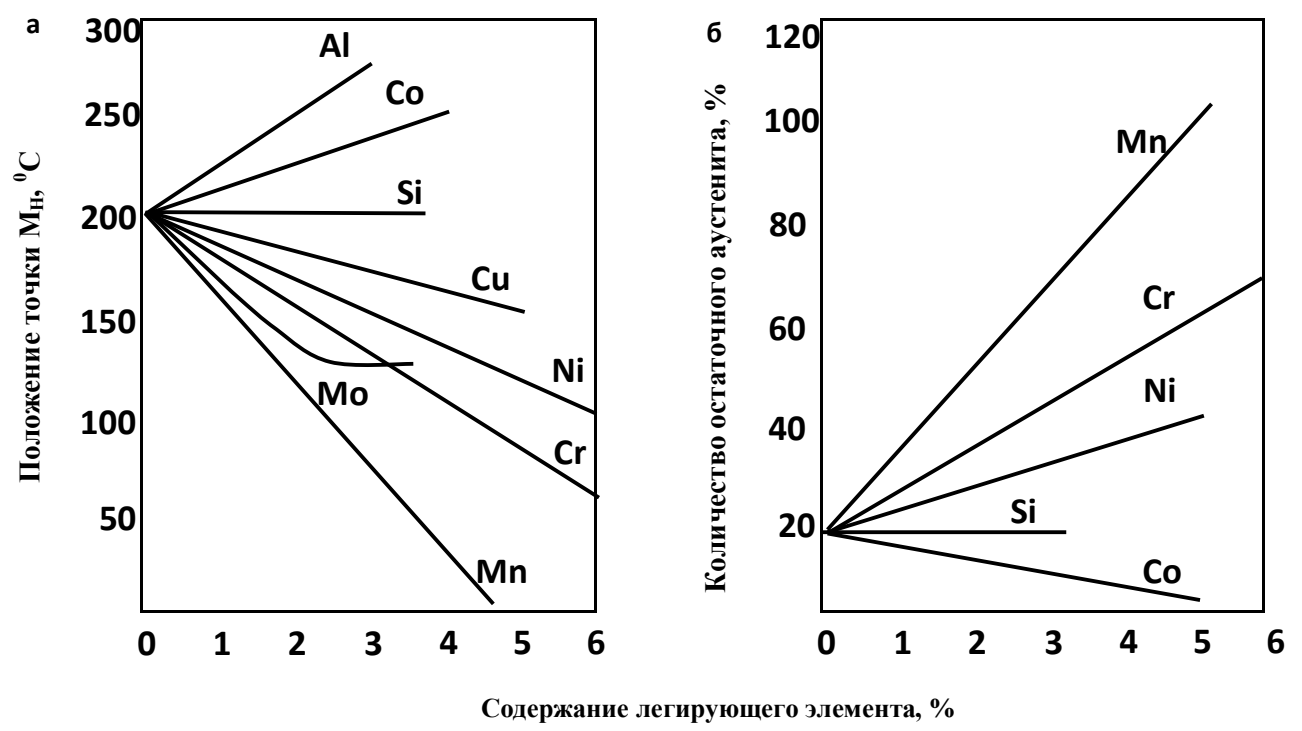


Рис. 62. Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения (а) и на количество остаточного аустенита (б)

Легирующие элементы повышают устойчивость переохлаждённого аустенита (рис. 63). При этом некарбидообразующие элементы и Mn не изменяют внешнего вида C - образных кривых, а карбидообразующие способствуют появлению промежуточного максимума устойчивости аустенита.

Все легирующие элементы замедляют процесс распада мартенсита. Наиболее существенное влияние оказывают Cr, Mo, Si, V, W; влияние Ni и Mn незначительно.

## 5.2. Классификация легированных сталей

Легированные стали классифицируют по структуре в равновесном (отожженном) состоянии, по структуре в нормализованном состоянии, по химическому составу и по назначению.

**По структуре в равновесном состоянии** в связи с воздействием легирующих элементов на положение точек S и E диаграммы «железо – углерод» (рис. 64) стали делят на:

- **дозвтектоидные**, лежащие на диаграмме «железо – углерод» левее точки S и имеющие в структуре избыточный феррит;
- **эвтектоидные** с перлитной структурой;
- **заэвтектоидные**, лежащие на диаграмме «железо – углерод» правее точки S и имеющие в структуре избыточные карбиды;
- **ледебуритные (карбидные)**, лежащие правее точки E, в структуре которых присутствует ледебуритная эвтектика. По существу, это чугуны, однако, по аналогии с железоуглеродистыми сплавами все легированные сплавы железа, содержащие менее 2,14 %C, называют сталями.

Учитывая, что некоторые элементы резко сужают или расширяют область  $\gamma$  – железа, кроме рассмотренных классов различают **аустенитные** и **ферритные** стали.

Углеродистые стали бывают первых трёх классов, легированные – всех шести классов.

**По структуре в нормализованном состоянии** (рис. 65) различают:

- стали **перлитного класса** с низким (как правило, не более  $4 \div 5$  %) содержанием легирующих элементов и невысокой устойчивостью переохлаждённого аустенита;
- **мартенситного класса** со средним содержанием легирующих элементов (до  $10 \div 15\%$ ) и высокой устойчивостью аустенита;
- **аустенитного класса**, содержащие большое количество легирующих элементов и сохраняющие аустенитную структуру при комнатной температуре.

Для определения класса стали по структуре после нормализации используют цилиндрические образцы диаметром 20 мм и длиной 100 мм.

**По химическому составу:** стали обычно называются по составу в зависимости от того, какими основными элементами они легированы,

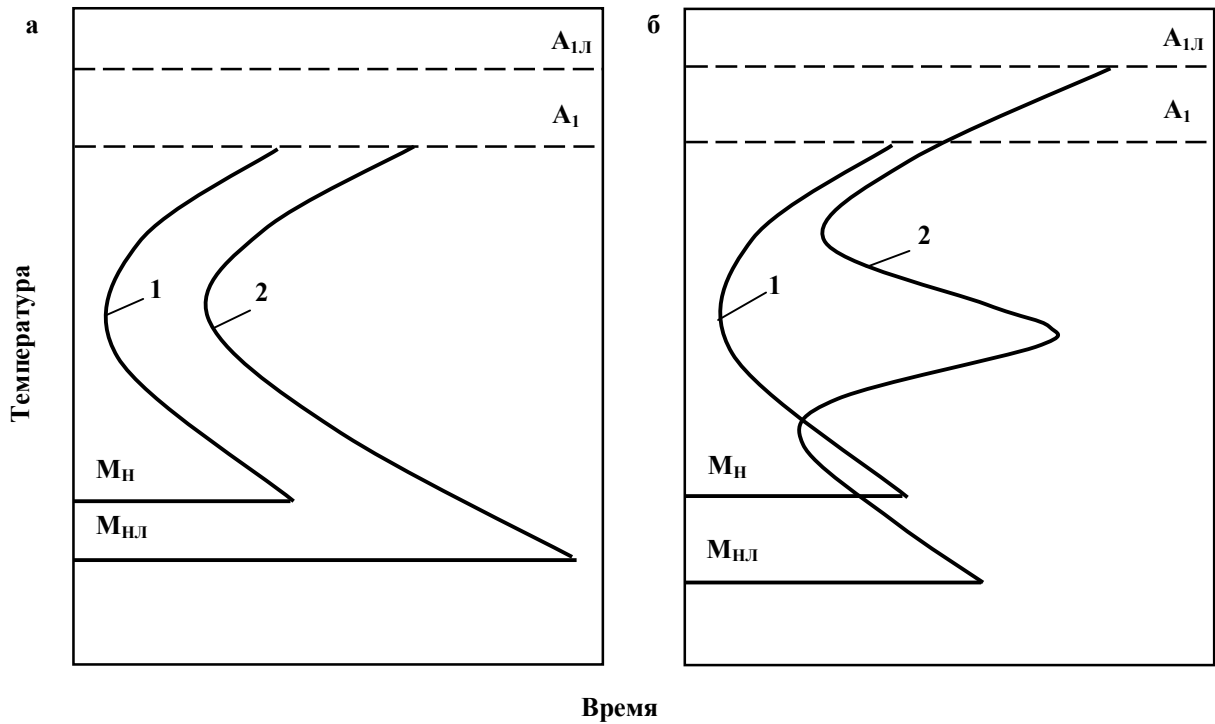


Рис.63. Влияние легирующих элементов на кинетику распада переохлаждённого аустенита:  
 а – углеродистая сталь (кривая 1) и сталь, легированная некарбидообразующими элементами (кривая 2); б - углеродистая сталь (кривая 1) и сталь, легированная карбидообразующими элементами (кривая 2)

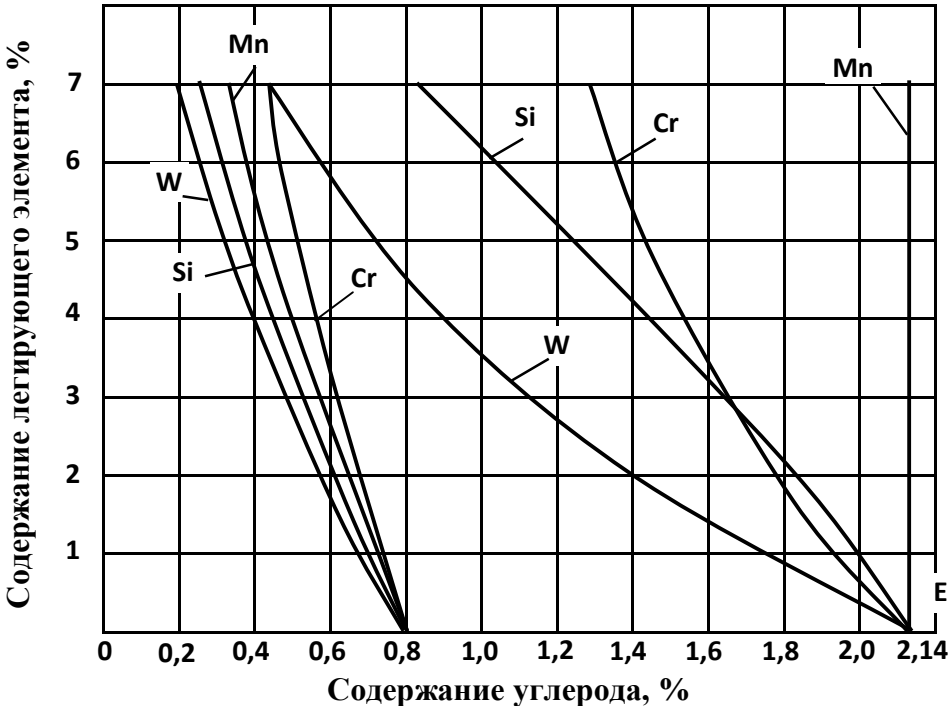


Рис. 64. Схема влияния легирующих элементов на положение точек S и E диаграммы Fe – Fe<sub>3</sub>C

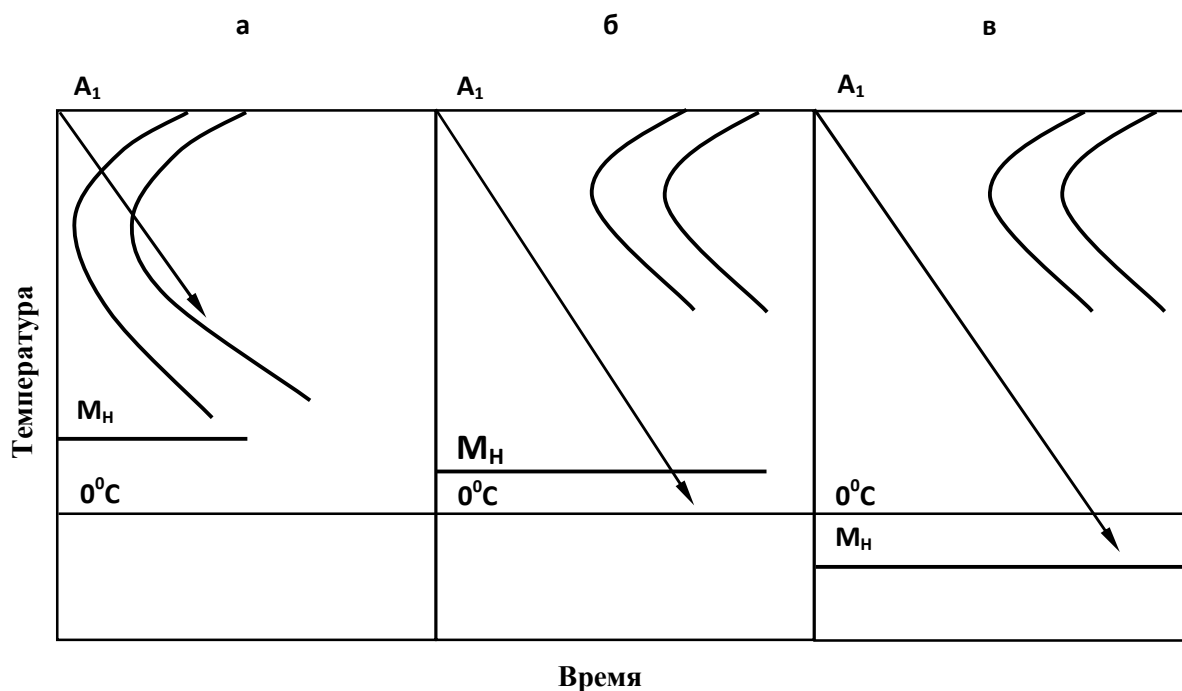


Рис. 65. Схематические диаграммы изотермического распада аустенита для сталей перлитного (а), мартенситного (б) и аустенитного (в) классов

например, никелевые, хромоникелевые и т.п. Стали нелегированные называются углеродистыми.

**По назначению** различают три группы сталей: конструкционные (машиностроительные и строительные), инструментальные (штамповые, для режущего и мерительного инструмента) и стали с особыми физическими и химическими свойствами (коррозионно-стойкие, жаропрочные, электротехнические, магнитные и др.).

### 5.3. Основные принципы обозначения марок стали

Обозначение марок легированной стали даёт представление об их химическом составе и выполняется при помощи букв и цифр. Легирующие элементы обозначаются заглавными буквами **русского** алфавита: Х – хром, Н – никель, В – вольфрам, М – молибден, Т – титан, К – кобальт, А – азот, Ф – ванадий, Б – ниобий, Г – марганец, С – кремний, Ю – алюминий, Д – медь, Р – бор, Е – селен, Ч – редкоземельные элементы. За буквой ставится цифра (или число), указывающая среднее содержание элемента в процентах.

Есть исключения, когда число, стоящее за обозначением легирующего элемента, указывает содержание его не в целых, а в десятых долях процента.

Так, в подшипниковых сталях ШХ10 и ШХ15 среднее содержание хрома соответственно составляет 1,0 и 1,5%. В быстрорежущих сталях приводится содержание только основных легирующих элементов (например Р18,Р6М5).

Цифры впереди буквенного обозначения указывают содержание углерода в сотых долях процента. Исключение составляют инструментальные, штамповые и магнитотвёрдые стали, в маркировке которых содержание углерода указывается в десятых долях процента (например, 4Х5МФС, 5ХНМ, Е7В6) или не указывается совсем (например, Р18, Р6М5, Х12М, ШХ15СГ, ЕХ9К15М).

В обозначении марок отдельных групп стали впереди ставят букву, указывающую их назначение: А – автоматные, Е – магнитотвёрдые, Р – быстрорежущие, Ш –подшипниковые, Э – электротехнические. Иногда условное обозначение назначения сталей указывается в конце марки (котельные – К, например, 15К, 20К; пониженной прокаливаемости – 55ПП, 110ПП или 55пп, 110пп).

Для того, чтобы показать, что сталь относится к категории высококачественных, в конце марки ставят букву А.

В конце обозначения марок особо высококачественных сталей могут стоять буквы, показывающие способы её дополнительного переплава. Буквы ВД означают, что с целью улучшения качества сталь была подвергнута вакуумно-дуговому переплаву, буква Ш – электрошлаковому, ВИ – вакуумно-индукционному.

Нестандартные легированные стали, выпускаемые заводом «Электросталь», обозначают сочетанием букв ЭИ (электросталь исследовательская) или ЭП (электросталь пробная). Легированную сталь Златоустовского металлургического завода маркируют буквами ЗИ, завода «Днепрспецсталь» - ДИ. Во всех случаях после сочетания букв ставят порядковый номер стали, например, ЭИ417, ЭП767, ЗИ8, ДИ8 и т.д. После освоения марки металлургическими и машиностроительными заводами условные обозначения заменяет общепринятая маркировка, отражающая химический состав стали.

Литейные стали маркируются той же буквенно-цифровой системой, как и деформируемые, но в конце марки дополнительно ставится буква Л, что означает литейную сталь (например 30ХГСЛ).

#### **5.4. Конструкционные стали общего назначения**

Эти стали относят к перлитному классу и могут быть классифицированы: улучшаемые, пружинные, строительные, подвергаемые поверхностному упрочнению.

**Улучшаемые стали** (прежнее название «машиноподелочные») используются для изготовления наиболее ответственных тяжело нагруженных деталей машин и приборов. Название получили от характерной для них термической обработки – улучшения, состоящей, как ранее отмечалось, из заковки (с температуры  $A_{C3} + 30 \div 50$  °С, обычно в масле) и высокого отпуска (при температуре  $550 \div 680$  °С), позволяющих существенно повысить весь комплекс механических свойств.

Повышение комплекса механических свойств по сравнению с углеродистыми сталями достигается за счёт:

- меньшей величины зерна (легирующие элементы уменьшают склонность к росту зерна);
- сферической формы карбидной фазы (структура - сорбит отпуска) в сочетании с пересыщенной углеродом альфа-фазой;
- более высокой прокаливаемости (возможность получения равномерных свойств в сечениях более 10 мм).

Улучшаемые стали легируют хромом, марганцем, никелем, молибденом, ванадием и другими элементами, общее содержание которых не превышает 4 ÷ 5 %.

Содержание углерода согласно ГОСТ 4543-71 обычно находится в пределах 0,25 ÷ 0,50 %.

Свойства улучшаемых сталей колеблются в следующих пределах:

$\sigma_B$  900 ÷ 1200 МПа

$\sigma_{0,2}$  750 ÷ 1100 МПа

$\delta$  10 ÷ 15 %

$\psi$  45 ÷ 55 %

KCU 0,6 ÷ 1,2 МДж/м<sup>2</sup>

Исключение составляют стали 40Г2 и 30Г2, легированные марганцем, у которых  $\sigma_B = 600 \div 670$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 350 \div 390$  МПа.

Рекомендуется знать примерный уровень свойств ( $\sigma_B \sim 1000$  МПа,  $\sigma_{0,2} \sim 800$  МПа, KCU  $\sim 0,6$  МДж/м<sup>2</sup>), а при расчётах рекомендуется пользоваться справочными материалами.

Тяжелонагруженные детали должны обладать равномерными свойствами по всему сечению. В связи с этим при выборе марки стали нужно руководствоваться правилом – **сечение детали не должно превышать прокаливаемости (мм) выбранной стали**. Прокаливаемость некоторых марок улучшаемых сталей приведена в табл. 10.

В заключение о роли легирующих элементов в улучшаемых сталях.

**Хром** повышает прокаливаемость, но одновременно усиливает склонность к обратимой отпускной хрупкости (хрупкости 2-го рода).

Обратимая отпускная хрупкость развивается в сталях, легированных хромом или марганцем (или совместно Cr и Mn) при медленном охлаждении после высокого отпуска (рис. 6б). Обратимой эта хрупкость называется потому, что при проведении повторного высокого отпуска, но обязательно при медленном охлаждении, она проявляется вновь. Необратимая – устраняется повторным отпуском (более длительным) или отпуском при более высокой температуре.

Усиливают хрупкость 2-го рода все некарбидообразующие элементы (например, кремний, никель).

Меры борьбы с обратимой отпускной хрупкостью:

- ускоренное охлаждение после отпуска (в воде). Для крупных деталей не всегда эффективно;

## Прокаливаемость некоторых марок улучшаемых сталей

Прокаливаемость (мм)	Группа стали по химическому составу	Примеры марок стали
До 20 ÷ 25	Хромистые и хромованадиевые	40X, 40XФА, 35ХАФ, 35Х2АФ, 40Х2АФЕ,
До 30	Марганцовистые	40Г2, 30Г2, 45Г2, 50Г2
До 40	Хромомарганцевые	40ХГТР, 35ХГФ, 25ХГТ, 30ХГТ, 40ХГТ
	Хромокремнистые	38ХС
	Хромокремнемарганцевая	30ХГСА
	Хромомолибденовая	30ХМА, 30Х3МФ, 40ХМФА
Более 100	Хромоникелевая	40ХН, 30ХН3А
	Хромоникельмолибденовая	30ХН2МА, 40ХН2МА, 18Х2Н4МА, 30ХН3МФА, 20Х2Н4А, 38Х2Н2МА

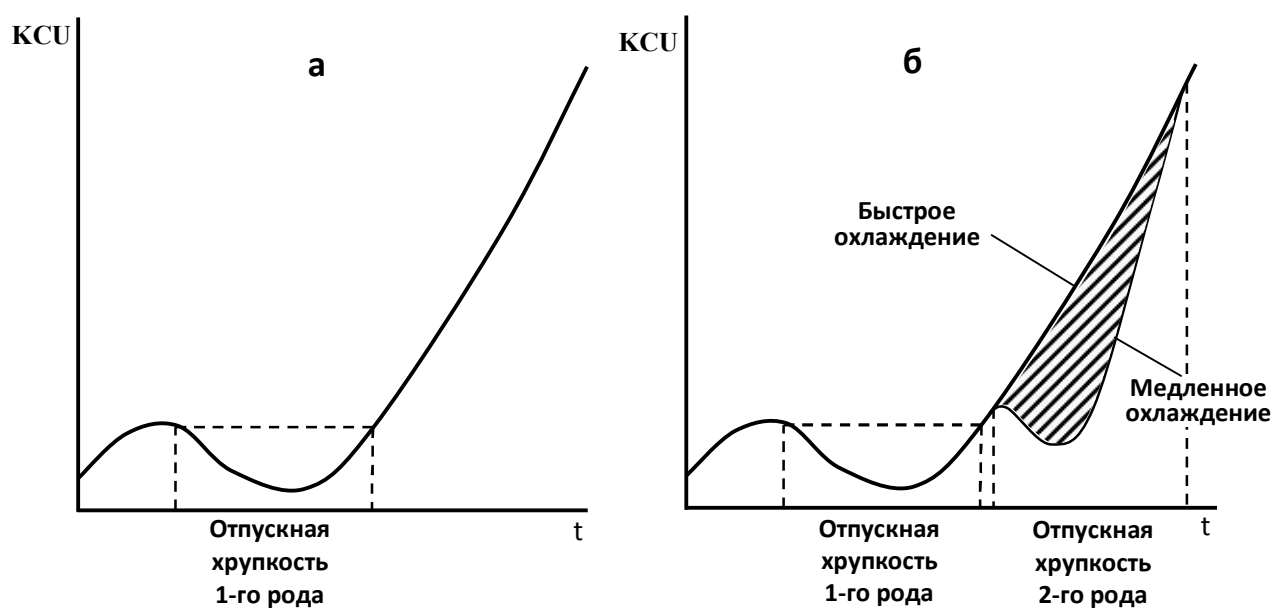


Рис. 66. Отпускная хрупкость в углеродистых (а) и легированных (б) сталях.  
 КСУ – ударная вязкость;  $t$  – температура отпуска

- легирование Mo или W. Вольфрам дорог и в конструкционных сталях почти не применяется.

**Ванадий** и **титан** препятствуют росту зерна.

**Азот** повышает прочность за счёт образования в стали нитридов.



**Селен** улучшает обрабатываемость резанием.

**Марганец** повышает прокаливаемость. Его отрицательная роль заключается в усилении склонности к росту зерна; при отрицательных температурах может быть понижена ударная вязкость; как и хром, способствует развитию обратимой отпускной хрупкости.

**Никель** повышает прокаливаемость, особенно в сочетании с хромом; повышает вязкость. Отрицательная роль никеля заключается в усилении хрупкости второго рода.

**Кремний** способствует повышению прочности и, как никель, усиливает обратимую отпускную хрупкость.

**Пружинные стали** предназначены для изготовления пружин, рессор и других пружинящих деталей, работа которых характеризуется деформацией лишь в упругой области. Поскольку возникновение пластической деформации в этих изделиях не допускается, то от сталей не требуется высокой ударной вязкости и пластичности. Более надёжной характеристикой свойств пружинных сталей и сплавов является условный предел упругости, соответствующий появлению остаточной деформации приблизительно  $10^{-3}$  % или даже  $10^{-4}$  %.

Для достижения высоких значений предела прочности ( $\sigma_B$ ) и предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) необходимо создать в стали высокое сопротивление перемещению для большинства дислокаций.

Для повышения сопротивления малым пластическим деформациям  $\sigma_{0,001}$  должны быть созданы препятствия для перемещения практически всех дислокаций. При этом необходимо использовать всевозможные средства, способствующие их торможению, а именно:

- легирование твёрдого раствора, приводящее к повышению сопротивления кристаллической решётки движению дислокаций;
- деформационный или фазовый наклёп, в результате которого возникает определённая дислокационная внутренняя структура;
- создание сегрегаций (скопления атомов) на дефектах;
- введение дисперсных и равномерно распределённых частиц карбидной или интерметаллидной фазы.

Легирующие элементы, вводимые в пружинную сталь, делят на две группы:

- элементы, вводимые в относительно больших количествах с целью изменения структурного и фазового состояний всего объёма стали. Это в первую очередь хром, молибден, ванадий. Значительное влияние на повышение сопротивления развитию микропластических деформаций оказывает кремний. Марганец повышает предел упругости;

- элементы, вводимые в сталь в малых количествах (микролегирование), как правило, с целью локального изменения структурного состояния, усиления закрепления дислокаций и связывания вакансий. Эти элементы в основном повышают сопротивление

микропластической деформации и релаксационную стойкость. Наибольшее значение среди этих элементов имеет бор.

В промышленности используют большое число различных по составу и свойствам пружинных сталей, многие из которых являются сложнелегированными и содержат кроме  $0,4 \div 0,8 \% \text{C}$  не менее двух таких легирующих элементов, как кремний, хром, ванадий, молибден и (или) марганец, реже – никель или вольфрам. Кроме того, в некоторых сталях присутствует бор.

Основные группы пружинных сталей общего назначения:

- кремнистые: 50С2, 55С2, 55С2А, 60С2, 60С2А, 70С3А;
- сложнелегированные кремнистые стали: 55ГС, 55СГ2, 60С2ХА, 60С2ХФА;
- хромомарганцевые: 50ХГА, 55ХГСМФ;
- хромованадиевые и хромомарганцеванадиевые: 50ХФА, 50ХГА;
- хромоникелевые: 40ХНМФА, 35ХН2;
- борсодержащие: 50ХФРА, 55ХГР, 55СГ2Р.

К пружинным сталям общего назначения относится также углеродистая сталь ( $0,65 \div 1,2 \% \text{C}$ ), которая, однако, обладает малой прокаливаемостью, невысоким сопротивлением релаксации, малой коррозионной стойкостью.

Пружинные стали общего назначения выпускаются в виде проволоки или ленты.

Существуют две схемы упрочнения:

- путём холодной пластической деформации после патентирования;
- путём закалки с последующим отпуском.

Первый способ особенно широко используется для пружин из углеродистых сталей. Окончательной операцией при этом является стабилизирующий отпуск при  $180 \div 220 ^\circ \text{C}$ . По этой схеме можно обрабатывать и легированные стали, но с низкой устойчивостью переохлаждённого аустенита – 60С2, 65Г, 70С2ХА.

Остальные стали общего назначения подвергают закалке и среднему отпуску.

На проволоке диаметром 0,3 мм из стали У10А получен предел прочности  $\sigma_B = 3800 \text{ МПа}$ , а на проволоке из той же стали диаметром 0,1 мм – 4900 МПа при достаточной пластичности, тогда как после закалки и среднего отпуска предел прочности не превышал  $\sigma_B = 2500 \text{ МПа}$ . Указанные высокие значения прочности патентированной проволоки достигаются лишь после деформации с высокими степенями обжатия (около 90 %) и поэтому могут быть получены только на проволоке и ленте весьма небольшого сечения.

Для сравнения приведём пример свойств стали 50ХФА после закалки  $850 ^\circ \text{C}$  и среднего отпуска ( $520 ^\circ \text{C}$ ) -  $\sigma_B = 1300 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{0,2} = 1100 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 8\%$ ,  $\psi = 35\%$ .

Пружины из углеродистых сталей, марганцевых, кремнистых сталей работают при температурах не более 200 °С. При нагреве до 300 °С используют пружины из стали 50ХФА, а при более высоких температурах – из более теплостойких сталей: до 500 °С – из стали 3Х2В8Ф, до 600 °С – из стали Р18.

Для работы в агрессивных средах пружины изготавливают из хромистых коррозионно-стойких сталей типа 40Х13, 95Х18.

**Строительные стали** предназначены для изготовления:

- строительных конструкций (мосты, фермы, опоры высоковольтных передач);

- арматуры железобетона;

- котлов, труб газо- и нефтепроводов;

- железнодорожных вагонов, кузовов автомобилей.

Строительные конструкции, как правило, бывают сварными, что обуславливает использование для этих целей стали с низким содержанием углерода (менее 0,25 %).

Промышленность выпускает углеродистую и легированную строительную сталь.

Углеродистые стали рассмотрены нами ранее (см. Углеродистые стали обыкновенного качества).

Из углеродистых сталей наиболее широко применяется сталь марки Ст3сп в горячекатаном и термически упрочнённом состояниях. Для примера в таблице 11 приведены механические свойства горячекатаной (числитель) и термически упрочнённой (знаменатель) углеродистой строительной стали.

Таблица 11

Механические свойства углеродистой строительной стали

Марка стали	Вид проката	Режим термического упрочнения	$\sigma_B$	$\sigma_T$	$\delta$	$\psi$	K*
			МПа		%		
Ст 3 сп	Швеллер №19	С прокатного нагрева с самоотпуском	440	340	28,5	56,5	1,45
			640	470	15,2	53,5	
Ст 5 сп	Арматура №14	Электронагрев с самоотпуском	610	390	24,7	-	1,84
			1120	1050	9,8		

\*  $K = \sigma_{B \text{ т.упр.}} / \sigma_{B \text{ г.к.}}$  – степень упрочнения.

Выпускается также углеродистая термоупрочнённая сталь специально для сварных конструкций ВСтТсп, ВСтТпс, ВСтТкп, содержащая 0,10-0,21 % С и 0,4-0,65 % Мп. Для листов толщиной 10-40 мм гарантируются следующие механические свойства:  $\sigma_B \geq 430$  МПа,  $\sigma_T \geq 295$  МПа,  $\delta \geq 16\%$ ,  $KCU \geq 0,3$  МДж/м<sup>2</sup>.

Легируется строительная сталь главным образом относительно дешёвыми и недефицитными элементами: марганцем, кремнием, суммарное количество которых не превышает 2-3 %. В стали ряда марок дополнительно вводят хром, ванадий, ниобий, титан, медь.

Применение низколегированных сталей в строительстве вместо углеродистых позволяет уменьшить массу строительных конструкций, повысить их надёжность, особенно уменьшить их склонность к хрупким разрушениям.

Как правило, прокат из низколегированных сталей используется потребителями в состоянии поставки, а при изготовлении металлоконструкций он подвергается лишь резке, гибке и сварке. Поэтому необходимые требования к стали достигаются в процессе металлургического производства.

К низколегированным строительным сталям для строительных конструкций относятся стали марок 14Г2, 17ГС, 14ХГС, 15ХСНД. Сталь 15ХСНД, содержащая никель и медь, работает в конструкциях при температурах до  $-60^{\circ}\text{C}$  без перехода в хрупкое состояние. Кроме того, введение этих элементов увеличивает коррозионную стойкость в атмосферных условиях. Введение в сталь небольших добавок ванадия и ниобия (до 0,1%) совместно с азотом (0,015-0,025%) обеспечивает дополнительное упрочнение за счёт образования карбонитридов этих элементов и измельчения зерна. К сталям такого типа относятся низколегированные стали марок 14Г2АФ, 17Г2АФБ и другие с  $\sigma_{0,2} = 450$  МПа после нормализации.

Для армирования обычного и предварительно напряженного железобетона используют гладкий или периодический прокат из более прочных сталей с повышенным (до 0,3 %) содержанием углерода: 25Г2С, 30ХГСА.

В мостостроении, для изготовления сварных конструкций применяются стали с высокой прочностью ( $\sigma_{0,2} \geq 600$  МПа): 10ХСНД, 15ХСНД, 10Г2С1Д, 16Г2АФ и др.

В вагоностроении и сельскохозяйственном машиностроении применяют высокопрочные стали ( $\sigma_{0,2} \geq 750$  МПа): 12Г2СМФ, 14ГСМФР и др.

Для изготовления магистральных газопроводных труб большого диаметра применяют стали 14ХГС ( $\sigma_B = 580$  МПа,  $\sigma_T = 350$  МПа), 17Г1С ( $\sigma_B = 520$  МПа,  $\sigma_T = 370$  МПа), 16Г2САФ ( $\sigma_B = 600$  МПа,  $\sigma_T = 420$  МПа), 16Г2АЮ ( $\sigma_B = 550$  МПа,  $\sigma_T = 370$  МПа) и 08Г2МФБ ( $\sigma_B = 600$  МПа,  $\sigma_T = 450$  МПа) в горячекатаном состоянии и стали 09Г2С ( $\sigma_B = 500$  МПа,  $\sigma_T = 350$  МПа) и 17ГСФ ( $\sigma_B = 600$  МПа,  $\sigma_T = 420$  МПа) в термически упрочнённом состоянии.

**Стали, подвергаемые поверхностному упрочнению.** Практикуется много способов упрочнения поверхности деталей, при которых сердцевина остаётся в той или иной мере вязкой. К ним можно отнести химико-

термическую обработку (цементацию, азотирование, нитроцементацию, цианирование, борирование и др.), поверхностную закалку (токами высокой частоты, токами промышленной частоты и др.), поверхностный наклёп и др. Мы остановимся ниже только на сталях для цементации и азотирования.

**Цементуемые стали.** Цементации подвергаются стали из углеродистых и легированных сталей, содержащих 0,1 – 0,3 % С. После цементации производится закалка и низкий отпуск. Твёрдость поверхностного слоя получают около HRC 60, а сердцевины HRC 15-30, а в случае высокопрочных сталей и более.

В деталях из углеродистой стали вследствие её слабой прокаливаемости сердцевина не упрочняется. В деталях из легированных сталей упрочнение сердцевины будет тем более существенным, чем больше углерода и легирующих элементов они содержат. Поэтому все цементуемые стали делят на три группы:

- углеродистые с неупрочняемой сердцевиной;
- низколегированные со слабоупрочняемой сердцевиной;
- высокопрочные.

Примеры марок стали и ориентировочные свойства сердцевины приведены в табл. 12.

Таблица 12

Примеры марок цементуемых сталей и ориентировочные механические свойства сердцевины

Группа сталей	Марка стали	Механические свойства				
		$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	KCU, МДж/м <sup>2</sup>
Углеродистые	10	400	250	35	70	См. примечание
	15	430	270	32	65	
	20	470	300	30	60	
Низколегированные	15X	750	650	15	55	1,0
	20X	850	700	15	55	1,2
	15XP	750	650	15	55	1,2
	20XH	850	700	15	55	1,2
Высокопрочные	20XГР	1300	1100	12	50	0,8
	20XНР	1300	1100	14	60	0,9
	18XГТ	1300	1100	12	50	0,8
	30XГТ	1600	1400	10	40	0,7
	18XНМФ	1200	1000	15	55	1,6
	12XНЗ	1200	1000	15	60	1,0
	12X2Н4	1200	1100	15	60	1,0
	18X2Н4МА	1300	1100	14	55	1,0

Примечание. Ударная вязкость не указана, так как в этих сталях она может колебаться в широких пределах в зависимости от размера действительного зерна, что связано с режимом цементации и последующей термической обработкой.

Неодинаковое упрочнение сердцевины в сталях рассмотренных групп связано с различной устойчивостью переохлаждённого аустенита (рис. 67). В сталях первой группы превращение аустенита начинается практически без инкубационного периода, вследствие чего образуется смешанная ферритно-перлитная структура (рис. 67, а). Для сталей второй группы характерно повышение устойчивости аустенита в перлитном интервале температур (рис. 67, б). Поэтому при закалке в масле (а такая интенсивность охлаждения вполне достаточна для получения в высокоуглеродистом поверхностном слое мартенситной структуры) сердцевина испытывает превращение в нижний бейнит и заметно упрочняется. Охлаждение сталей третьей группы в масле или даже на воздухе приводит к получению в сердцевине деталей структуры, состоящей из нижнего бейнита и мартенсита (рис. 67, в). Следовательно, деление цементуемых сталей на три группы соответствует получению в них при охлаждении в масле трёх типов структур: ферритно-перлитной, нижебейнитной и мартенситной.

**Стали для азотирования.** Азотируемые стали легируют элементами, образующими с азотом твёрдые дисперсные термически стойкие, т.е. не склонные к коагуляции, нитриды ( $\text{AlN}$ ,  $\text{Cr}_2\text{N}$ ,  $\text{Mo}_2\text{N}$ ,  $\text{W}_2\text{N}$ ,  $\text{VN}$ ), являющиеся препятствиями на пути движения дислокаций, в результате чего и получается высокая твёрдость азотированного слоя (до HV 12000 МПа).

Азотированию подвергаются шейки коленчатых валов дизелей, гильзы цилиндров двигателей, шпиндели, втулки и другие детали для придания им высокой поверхностной твёрдости и, как следствие, износостойкости.

Наиболее широкое применение для этой цели нашли стали 38X2MЮА и 38ХВФЮА. Сталь 38X2MЮА имеет высокие механические свойства (твёрдость после закалки HB 4200-4800 МПа, после закалки и отпуска при 600-625 °С HB 2600-2900 МПа), прокаливаемость до 50 мм, твёрдость азотированного слоя HV 10000 – 12000 МПа. Прочность и прокаливаемость стали 38ХВФЮА такие же, как и стали 38X2MЮА; азотированный слой отличается меньшей хрупкостью, но и меньшей твёрдостью (HV 8500 – 9500 МПа).

Ответственные детали высокой прочности и вязкости, предназначенные для работы в условиях повторно-переменных нагрузок (коленчатые валы, зубчатые колёса, шатуны), изготавливают из сталей 30ХН2МФА, 18X2H4MA, 40X2H2MA. Эти стали обладают большей прокаливаемостью (например, сталь 18X2H4MA при закалке с охлаждением в масле прокаливается насквозь в сечении 120 – 150 мм), поэтому их применяют для изготовления деталей больших размеров. Поверхностная твёрдость этих сталей после азотирования HV 6000-8500 МПа.

Для обеспечения высоких механических свойств сердцевины и подготовки структуры для азотирования детали подвергают предварительной термической обработке – улучшению, т.е. закалке с высоким отпуском; при этом отпуск проводят при температуре не ниже температуры азотирования. Режимы улучшения зависят от состава стали. Например, для стали

38Х2МЮА рекомендуется закалка от 940 °С с охлаждением крупных деталей в воде, а мелких – в масле и отпуск при 640 °С; для стали 18Х2Н4МА – двойная закалка от 950 и 860 °С с охлаждением в масле или на воздухе и отпуск при 550 °С; для стали 20Х13 - закалка от 1000-1050 °С в масле или в воде и отпуск при 700-790 °С.

При термической обработке деталей из стали 38Х2МЮА необходимо учитывать следующие её особенности:

- большую склонность к обезуглероживанию; на деталях предусматривают существенный припуск (до 3-х мм), который снимают на металлорежущих станках после термической обработки;

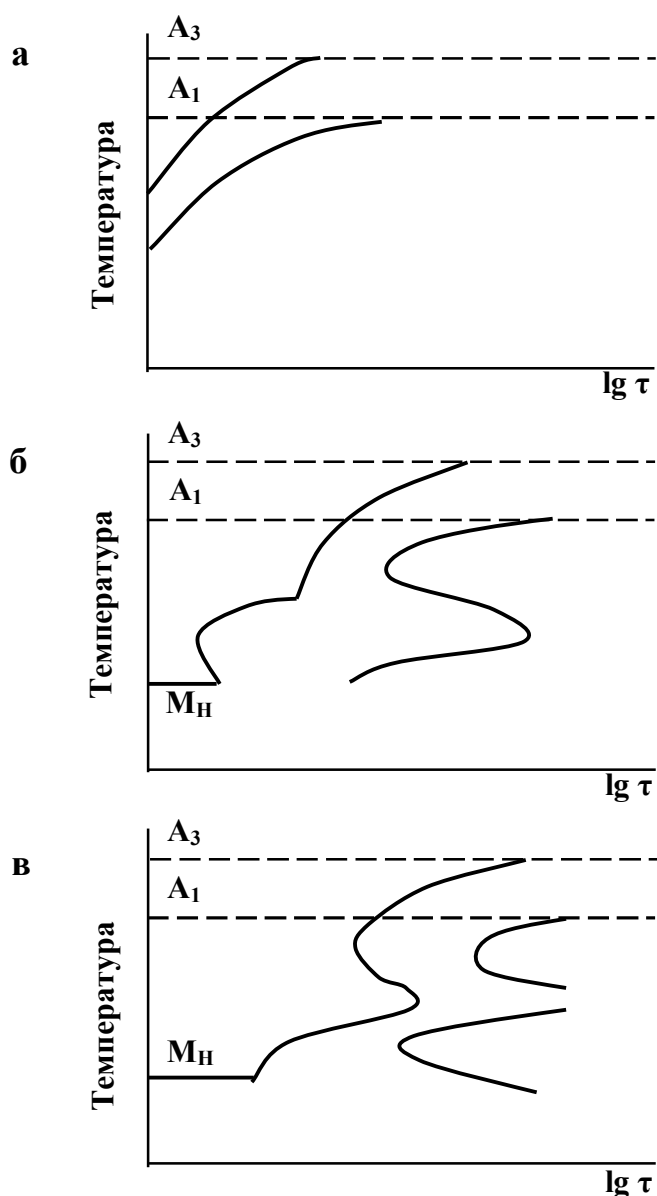


Рис. 67. Диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита: а – углеродистые; б – легированные; в - высокопрочные стали

- алюминий задерживает диффузионные процессы; для получения более однородного аустенита необходимо увеличение выдержки примерно в 1,5 раза;

- склонность к росту зерна аустенита при незначительном перегреве; в связи с этим необходим строгий контроль температуры нагрева.

После улучшения детали из стали 38Х2МЮА обрабатывают на металлорежущих станках, а затем шлифуют их рабочие поверхности. Детали сложной конфигурации и высокой точности рекомендуется перед шлифованием подвергать стабилизирующему отпуску при температуре 600-650 °С для снятия внутренних напряжений, возникающих после обработки резанием.

При азотировании применяют два режима:

- одноступенчатый, когда весь процесс осуществляется при постоянной температуре;

- двухступенчатый, когда температура повышается в процессе азотирования.

Одноступенчатый режим осуществляется при 500-520 °С и характеризуется наиболее высокой твёрдостью азотированного слоя, однако процесс отличается большой продолжительностью (для получения слоя 0,5 мм требуется примерно 40 часов).

При двухступенчатом режиме создаются наиболее благоприятные условия для насыщения поверхностного слоя азотом. На первой ступени (500-520 °С) диффузия азота протекает слабо, получается неглубокий, но хорошо насыщенный азотом слой. На второй ступени (550-570 °С) диффузия азота протекает более интенсивно, толщина слоя быстро увеличивается, но твёрдость его несколько снижается (см. рис. 60).

После азотирования детали охлаждают до 300-350 °С вместе с печью в потоке аммиака. Так как необходимая высокая твёрдость получается сразу после азотирования, последующей закалки не требуется.

## 5.5. Конструкционные стали специального назначения

К этим сталям относятся высокопрочные, коррозионно-стойкие, износостойкие, подшипниковые, судостроительные, хладостойкие и др. Ниже будут рассмотрены только высокопрочные и коррозионно-стойкие стали.

**Высокопрочные стали.** Высокопрочными называются стали, обладающие пределом прочности более 1500 МПа.

Углеродистые стали (содержащие 0,3-0,4 %С) после закалки и низкого отпуска имеют предел прочности 1700-2000 МПа. Упрочнение за счёт повышения содержания углерода рационально только до 0,4 %, так как увеличение содержания углерода повышает порог хрупкости. При  $\sigma_B > 2000$  МПа разрушение становится почти полностью хрупким. Поэтому



применение углеродистых сталей, отпущенных при низких температурах, возможно лишь тогда, когда условия работы исключают динамические нагрузки.

Среди легированных высокопрочных сталей особое место занимают **мартенситностареющие** стали, которые отличаются от других способом упрочнения.

**Мартенситностареющие** стали характеризуются высокими значениями прочности ( $\sigma_B \geq 2000$  МПа) в сочетании с высокой вязкостью и пластичностью ( $\psi \geq 50\%$ ,  $KCU \geq 0,5$  МДж/м<sup>2</sup>). Опасность хрупких разрушений уменьшается благодаря минимальному содержанию углерода (не более 0,03%). Легируют эти стали всегда несколькими элементами. Основным легирующим элементом является никель, содержание которого составляет 17-26 %. Для более эффективного протекания процесса старения мартенсита стали дополнительно легируют титаном (0,6-1,0 %), алюминием (0,15-0,35 %), молибденом (3-5 %), кобальтом (до 15 %).

Суммарное упрочнение мартенситностареющих сталей складывается из упрочнения твёрдого раствора путём легирования, упрочнения при мартенситном превращении и последующей пластической деформации (если таковая реализуется) и старения (рис.68).

Основное упрочнение сталь получает при старении. Старение принципиально отличается от отпуска. При отпуске мартенсита наблюдаются все процессы образования карбидов, что ведёт к понижению прочностных свойств. В мартенситностареющих сталях из-за низкого содержания углерода процессы карбидообразования исключаются. При нагреве низкоуглеродистого мартенсита до температуры 450-500<sup>0</sup>С наблюдаются выделение из него дисперсных частиц интерметаллидов типа NiAl, Ni<sub>3</sub>Ti, (Fe,Ni)Mo, Fe<sub>2</sub>Mo, Ni<sub>3</sub>(Mo,Ti), (Fe,Co)<sub>2</sub>Mo, (Fe,Co)<sub>7</sub>Mo<sub>3</sub>, Ni<sub>3</sub>Al, Ni<sub>3</sub>(Ti,Al), NiTi. Если интерметаллидные фазы находятся на стадии предвыделения, когда они ещё когерентно связаны с твёрдым раствором и имеют очень малые размеры, то в этом случае достигается наибольшее упрочнение.

Широкое распространение имеет сталь 03Н18К9М5Т, содержащая: не более 0,03 %С, 17-19 %Ni, 7-9 %Со, 4-6 % Мо, 0,5 %Ti. Эту сталь подвергают закалке на воздухе от 800-850<sup>0</sup>С, в результате которой получается структура безуглеродистого мартенсита со следующими свойствами:  $\sigma_B = 1200$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1000$  МПа,  $\delta = 20$  %,  $\psi = 75$  %,  $KCU = 2,0$  МДж/м<sup>2</sup>. В закалённом состоянии сталь хорошо обрабатывается давлением, резанием и хорошо сваривается.

После старения свойства стали 03Н18К9М5Т характеризуются следующими значениями:  $\sigma_B = 2000$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1800$  МПа,  $\delta = 12$  %,  $\psi = 50$  %,  $KCU = 0,5$  МДж/м<sup>2</sup>.

Мартенситностареющие стали применяют в тех отраслях, в которых важна удельная прочность, - самолётостроении, ракетостроении.

**Коррозионно-стойкие стали.** Основным легирующим элементом нержавеющей стали является хром. При введении его в железо свыше 12 % электрохимический потенциал сплава становится электроположительным. Поэтому нержавеющие стали содержат не менее 12,5 % хрома. В этом случае они становятся устойчивыми к электрохимической коррозии во многих агрессивных средах: не ржавеют и не окисляются на воздухе, в воде пресной и морской, во многих кислотах и щелочах.

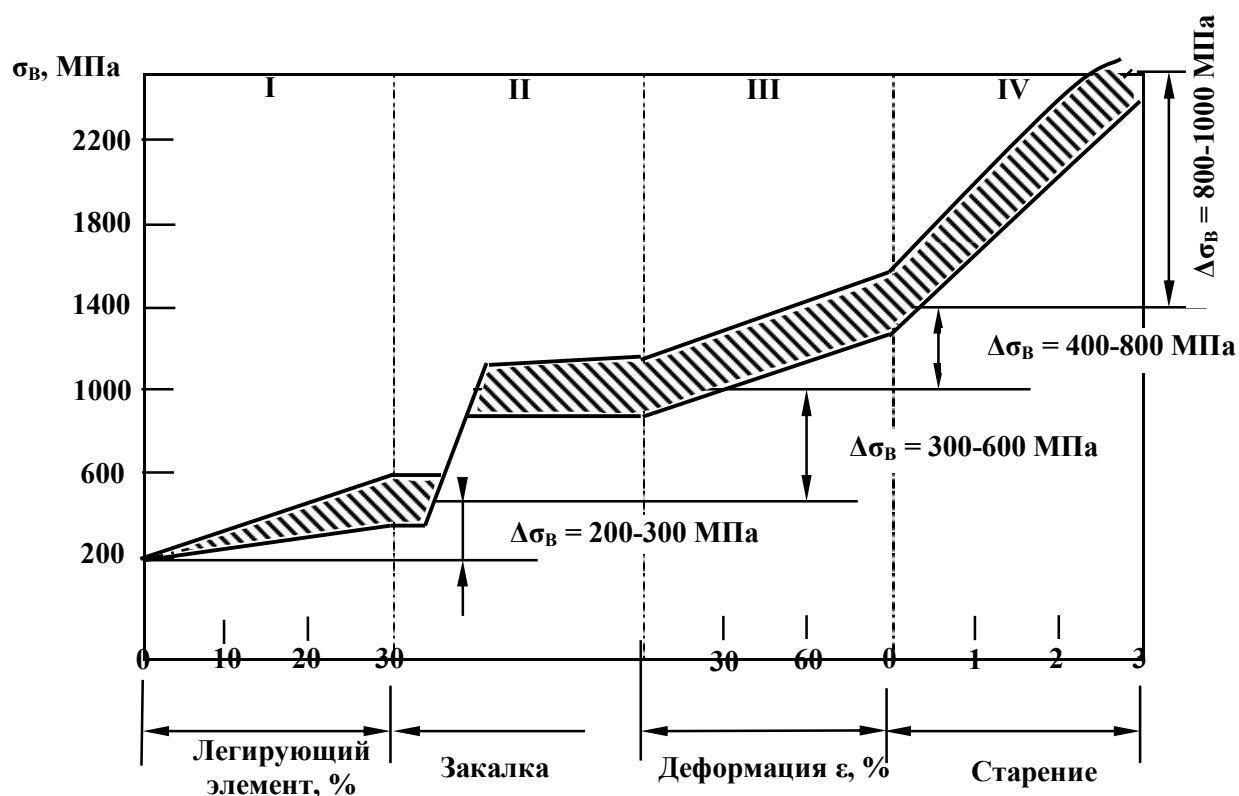


Рис. 68. Схема упрочнения мартенситносталяющих сталей

Хром в количестве не менее 12,5 % должен содержаться в твёрдом растворе. Хром, содержащийся в карбидах, интерметаллидах и других соединениях в виде включений, не повышает коррозионной стойкости стали.

**Хромистые нержавеющие стали.** Известны три разновидности таких сталей, содержащих в среднем 13, 17 и 25...28 % хрома, которые нередко легируют небольшим количеством других элементов.

В зависимости от содержания в этих сталях углерода, хрома и других легирующих элементов они бывают ферритного (08X18, 12X17, 08X17T, 15X25T, 15X28), ферритно-мартенситного (12X13) и мартенситного (20X13, 30X13, 40X13, 95X18) классов.

Стали мартенситного класса применяют после закалки и низкого ( $< 450$  °C) и высокого (630...650 °C) отпуска. В промежутке между

указанными температурами отпуска протекает распад мартенсита на феррито-карбидную смесь, что вызывает снижение коррозионной стойкости вследствие образования гетерогенной структуры и обеднения матричной фазы хромом при выделении карбидов.

Коагуляция карбидов при 630...650 °С несколько повышает коррозионную стойкость, однако она не достигает исходного уровня для закалённого состояния.

Близки по коррозионной стойкости к мартенситным стали 08Х13 (ферритные) и 12Х13 (ферритно-мартенситные). В связи с понижением содержания углерода эти стали отличаются меньшей твёрдостью, большей пластичностью, вязкостью, удовлетворительной свариваемостью.

Стали с более высоким содержанием хрома относятся к ферритному классу. Они обладают большей стойкостью в агрессивных средах, большей окалиностойкостью. При термической обработке ферритных сталей необходимо учитывать температурные области выделения  $\sigma$  – фазы из  $\alpha$  – твёрдого раствора и развитие 475 – градусной хрупкости (рис. 69, а). 475 – градусная хрупкость – это охрупчивание при выдержках в области 450-550 °С из-за процессов упорядочения. Оба процесса снижают пластичность и вязкость сталей. В частности, при нагреве выше 900...1100 °С и быстром охлаждении у стали возникает склонность к межкристаллитной коррозии.

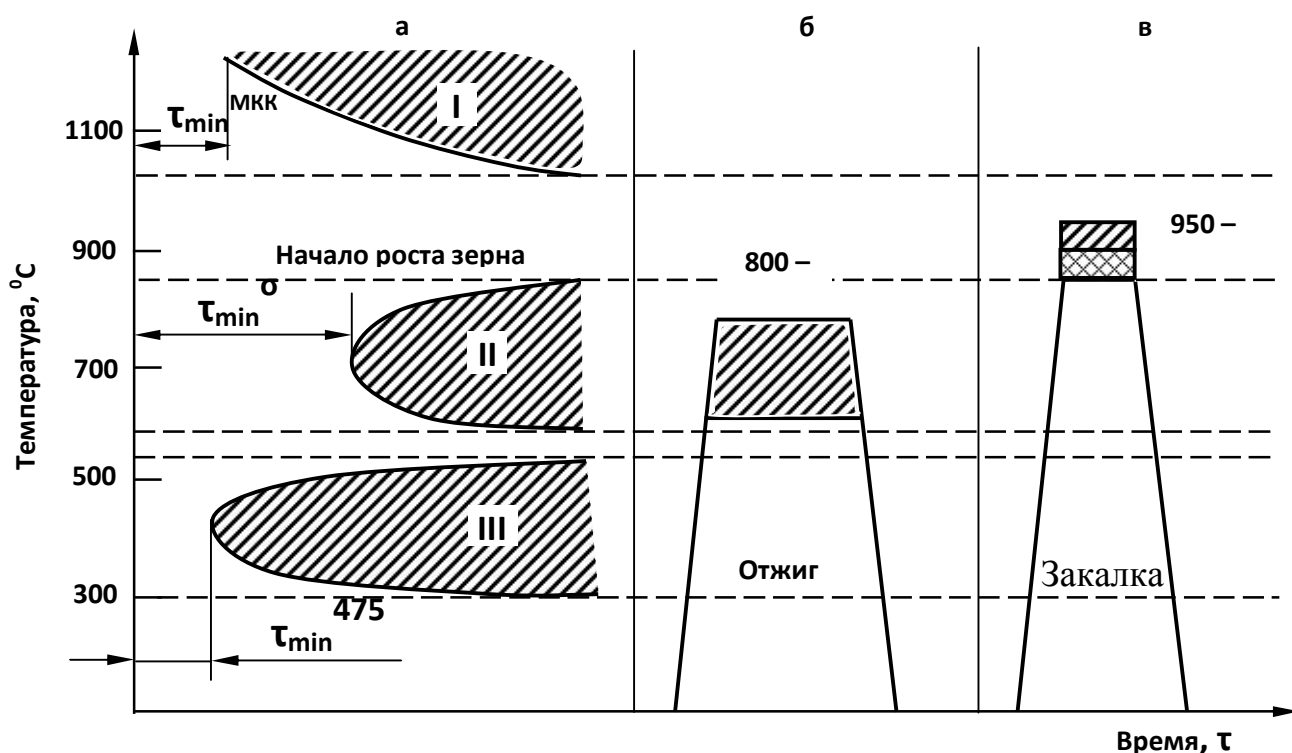


Рис. 69. Схема термической обработки хромистых нержавеющей сталей:  
 а – развития охрупчивающих процессов МКК (I), образование  $\sigma$ -фазы (II), проявление 475<sup>0</sup> хрупкости (III);  
 б – отжиг; в - закалка

Чтобы устранить 475-градусную хрупкость, сталь подвергают кратковременному нагреву выше 550 °С (выше области развития этого вида хрупкости). Скорость охлаждения в интервале 350-550 °С должна быть достаточно высокой, чтобы предупредить повторное развитие 475-градусной хрупкости (рис. 69 б). Хрупкость, вызванная выделением  $\sigma$  – фазы, устраняется при нагреве до температуры её растворения (рис.69 в).

При температурах выше 850-900 °С в ферритных сталях начинается активный рост зерна; ему сопутствует повышение температуры перехода в хрупкое состояние и увеличение склонности к межкристаллитной коррозии.

В связи с отсутствием полиморфных превращений в ферритных сталях рост зерна – необратимое явление. Перевести ферритную сталь из крупнозернистого в мелкозернистое состояние можно только с помощью пластической деформации.

**Хромоникелевые нержавеющие стали.** Добавка в высокохромистые стали никеля в количестве, достаточном для перевода в аустенитный класс, обеспечивает лучшие механические свойства, особенно пластичность и вязкость, при некотором повышении коррозионной стойкости. Эти стали более технологичны по сравнению с хромистыми.

Основная группа сталей аустенитного класса содержит примерно 18 % Cr и 10 % Ni. ГОСТ 5632-72 включает следующие марки сталей этого типа: 12X18H9, 17X18H9, 12X18H10T, 12X18H9T, 08X18H10T, 08X18H12Б, 03X18H11.

В указанных сталях в зависимости от режима термической обработки могут происходить следующие превращения:

- выделение избыточных карбидных фаз и  $\sigma$  – фазы при нагреве в интервале 450-900 °С;
- образование в аустенитной основе  $\delta$  – феррита при высокотемпературном нагреве;
- образование  $\alpha$  – фазы мартенситного типа при охлаждении или в процессе холодной пластической деформации.

На рис. 70 приведена схема термической обработки сталей типа X18H10 – нестабилизированных и стабилизированных титаном или ниобием. В обоих случаях после обработки возникает склонность стали или сварного соединения к межкристаллитной коррозии, т.е. сенсбилизация. Для обеих групп сталей принципиально возможны два вида термической обработки: закалка и стабилизирующий отжиг.

Закалку стабилизированных сталей проводят для растворения карбидов хрома. Температура закалки мало зависит от содержания углерода, так как большая его часть даже при сенсбилизации остаётся связанной в специальные карбиды.

Закалка нестабилизированных сталей заключается в нагреве выше температуры растворения карбидов хрома ( $T_p$ ) и достаточно быстром охлаждении, фиксирующем гомогенный  $\gamma$  – твёрдый раствор. Температура закалки выбирается таким образом, чтобы обеспечить полное растворение

карбидов хрома, но при отсутствии чрезмерного роста аустенитного зерна. Так как  $T_p$  возрастает с повышением содержания углерода, низкоуглеродистые стали закалывают, начиная с более низких температур.

Закалка, начиная с температуры выше 1000-1100 °С не производится из-за быстрого роста зерна и возможности растворения специальных карбидов.

В связи с тем, что быстрое охлаждение крупногабаритных и сложных (особенно сварных) изделий может привести к короблению, вместо закалки применяют стабилизирующий отжиг, который осуществляют при более низких температурах. При стабилизирующем отжиге карбиды хрома приводят в неопасное для межкристаллитной коррозии состояние (нестабилизированные стали) или трансформируют в специальные карбиды (стабилизированные стали) (см. рис. 70).

Продолжительность выдержки при стабилизирующем отжиге 2-4 часа.

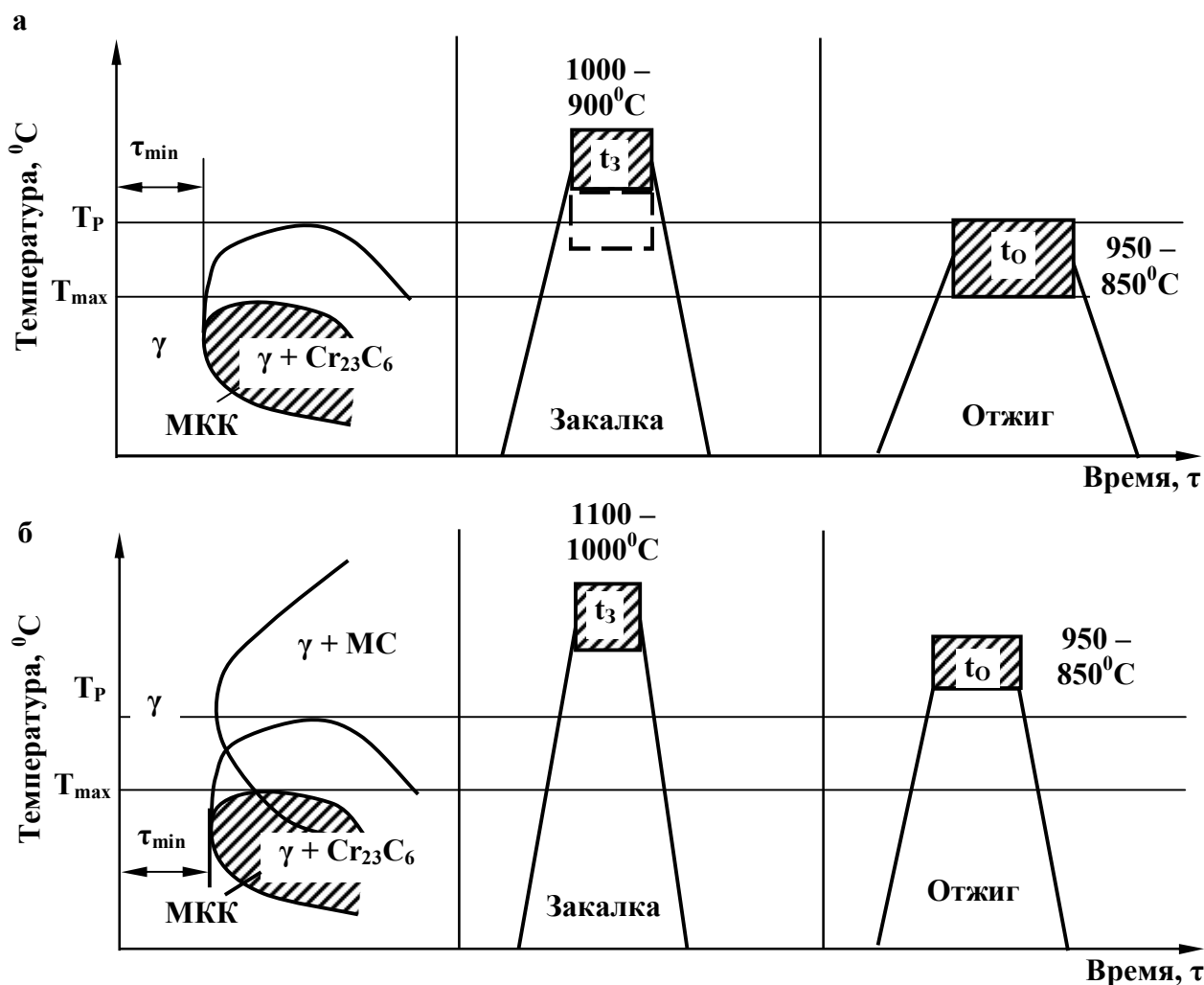


Рис. 70. Схема термической обработки нестабилизированной (а) и стабилизированной (б) стали X18N10 после сенсбилизации

## 6. МАТЕРИАЛЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ В ТЕПЛОЭНЕРГОМАШИНОСТРОЕНИИ

### 6.1. Закономерности поведения металлических материалов в условиях нагрева и характеристики жаропрочности

С повышением температуры испытания значения предела прочности снижаются. Разрушающее напряжение зависит не только от температуры, но и от длительности приложения нагрузки. Это проявляется, начиная с температуры  $t_H$  (рис. 71), соответствующей примерно 350...400 °С, что приходится учитывать при расчётах конструкций.

В области между значениями разрушающего напряжения при кратковременном ( $\sigma_B$ ) и длительном ( $\sigma_{дл}$ , нижняя кривая) нагружении разрушение происходит за более короткое время, чем ближе напряжение к верхним значениям.

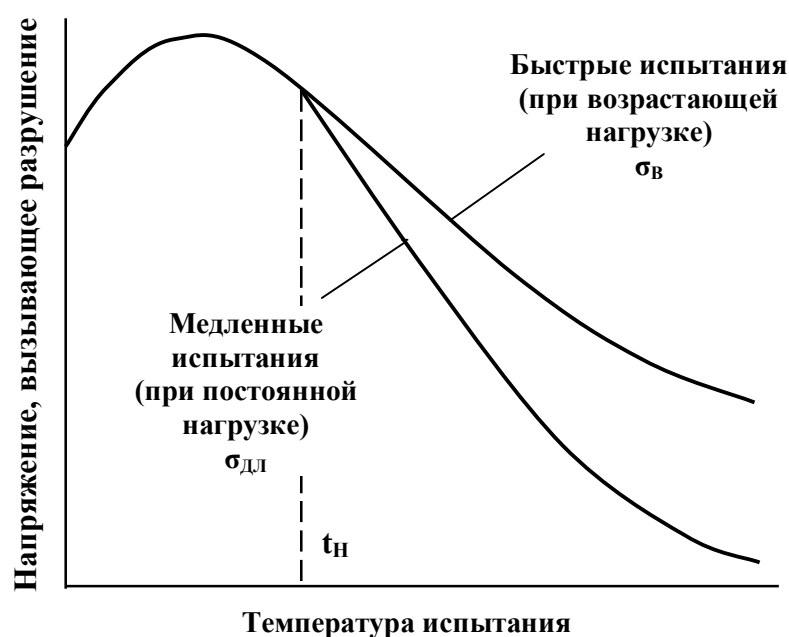


Рис. 71. Влияние способа нагружения и температуры испытания на величину напряжения, вызывающего разрыв образца

Во время нагружения при температурах выше  $t_H$  изделие удлиняется. Этот процесс получил название «ползучести». Процесс ползучести подчиняется закону, который можно изобразить в виде первичной кривой ползучести, показанной на рис. 72, для которого при постоянных температуре и напряжении характерно наличие четырёх участков увеличения размеров изделия:

- начального при приложении нагрузки - ОА;

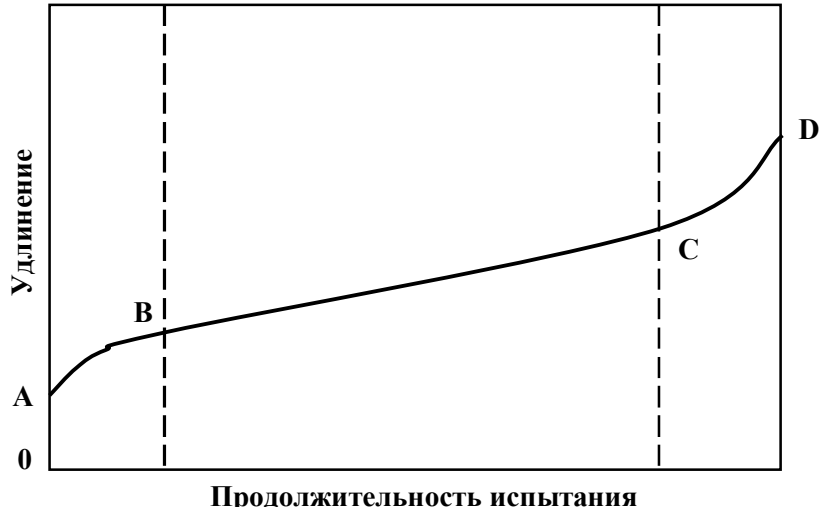


Рис. 72. Первичная кривая ползучести

- неустановившегося процесса - АВ;
- установившегося процесса - ВС;
- ускоренного процесса, ведущего к разрушению - СД.

Увеличение температуры или напряжения ведёт к ускорению процесса ползучести, что иллюстрируется рис. 73.

При проектировании энергетических объектов должно учитываться ещё одно важное обстоятельство. Необходимо исключить процессы атмосферной коррозии и окалинообразования, которые могут уменьшить сечение изделия и, как следствие, привести к увеличению напряжений.

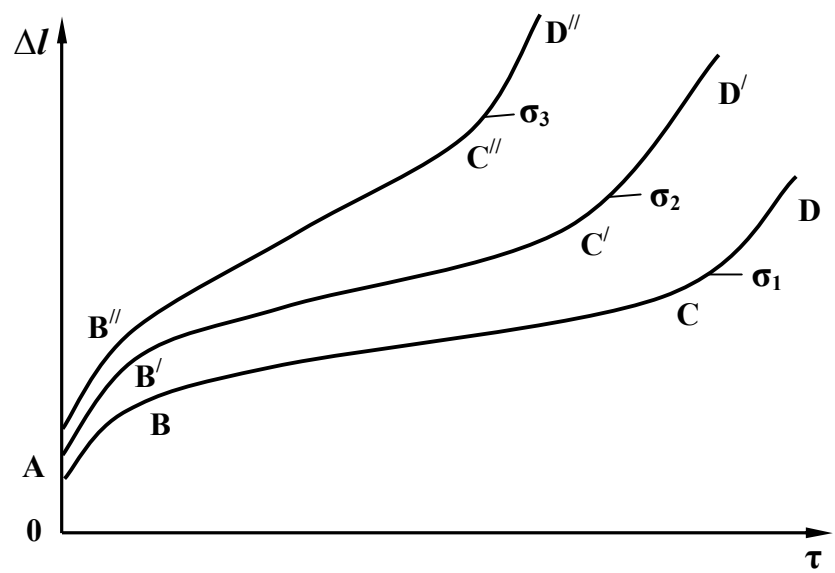


Рис. 73. Влияние величины напряжения на кривую ползучести  
 $t = \text{const}, \sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1$

Особенно важным для выбора материалов энергетических установок является знание законов окалиностойкости сталей и сплавов.

Образование окалины в углеродистых сталях интенсивно происходит при температурах выше  $570^{\circ}\text{C}$ . При более высоких температурах противостоят этому процессу стали, легированные хромом (или дополнительно никелем), что иллюстрируется рис. 74.

При расчётах используются полученные специальными испытаниями характеристики:

- предел длительной прочности -  $\sigma_{\text{дл}}$ ;
- предел ползучести –  $\sigma_{\text{пл}}$ .

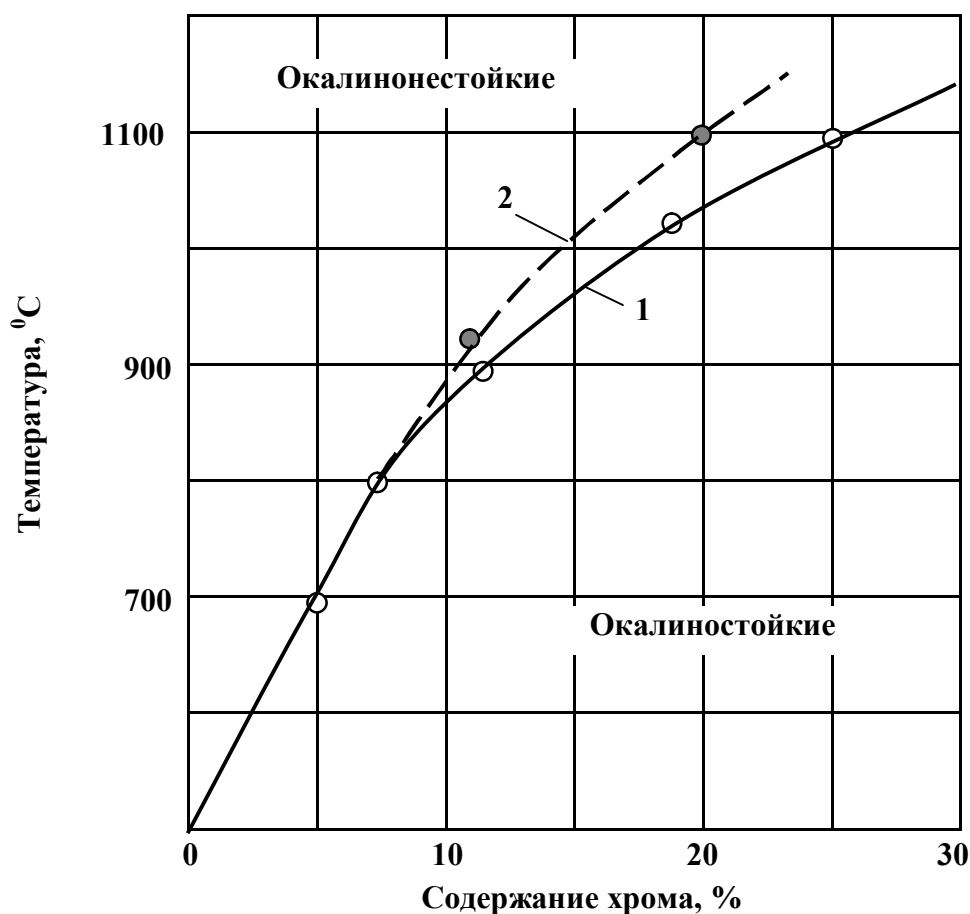


Рис. 74. Влияние хрома на окалиностойкость сталей:  
1 – ферритных; 2 – аустенитных

Пределом длительной прочности называется напряжение, которое вызывает разрушение при определённой длительности испытания (эксплуатации) и температуре -  $\sigma_{\tau}^t$ , где

- $\sigma$  – напряжение, МПа;
- $t$  – температура,  $^{\circ}\text{C}$ ;
- $\tau$  – время, ч., обычно  $10^2, 10^3, 10^4, 10^5$ .



Например,  $\sigma_{10^4}^{500} = 120$  МПа,  $\sigma_{10^5}^{60} = 100$  МПа.

Пределом ползучести называется напряжение, которое вызывает некоторую степень деформации за определённое время при постоянной температуре -  $\sigma_{\varepsilon/\tau}^t$ ,

$\sigma$  – напряжение, МПа;

$t$  – температура,  $^{\circ}\text{C}$ ;

$\varepsilon$  – деформация ( $\Delta l/l_0$ ), %;

$\tau$  – время, ч.

Например,  $\sigma_{0,2/300}^{700} = 250$  МПа,  $\sigma_{0,1/10^4}^{650} = 60$  МПа,  $\sigma_{0,1/10^5}^{600} = 75$  МПа.

## 6.2. Теплоустойчивые стали

Теплоустойчивые стали используют в энергетическом машиностроении для изготовления котлов, сосудов, пароперегревателей, паропроводов и других деталей, работающих при температурах до  $650^{\circ}\text{C}$ . Ресурс эксплуатации должен достигать 100000 – 200000 часов. В связи с этим основным требованием к таким сталям является заданное значение длительной прочности и сопротивление ползучести за период времени работы энергетической установки.

В зависимости от условий работы деталей в качестве теплоустойчивых используют углеродистые, низколегированные и хромистые стали.

К **углеродистым** теплоустойчивым сталям относятся котельные 12К (12 – 0,12 %С; К – котельная), 15К, 16К, 18К, 20К, состав которых регламентируется ГОСТ 5520-79.

Чем больше содержание углерода в стали, тем выше характеристики прочности и ниже пластичность.

Так, для стали 12К  $\sigma_B = 360-380$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 220$  МПа,  $\delta = 24$  %, а для стали 20К  $\sigma_B = 480-490$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 280$  МПа,  $\delta = 19$  %.

Котельные стали поставляются в виде листов толщиной от 4 до 60 мм и труб.

Для получения стабильной структуры, сохраняющейся практически неизменной в течение всего срока эксплуатации, котельные стали обычно подвергают нормализации, а сталь 20К и 22К – закалке и высокому отпуску. При этом температура отпуска должна быть не менее, чем на  $100-120^{\circ}\text{C}$  выше рабочей температуры.

В процессе эксплуатации в структуре котельных сталей может происходить сфероидизация и коагуляция карбидов. Этот процесс ускоряется под действием напряжений. Углеродистые котельные стали сохраняют длительную прочность на уровне 60-70 МПа (20К) при температурах до  $500^{\circ}\text{C}$ . При более высоких температурах длительная прочность резко снижается.

**Низколегированные** стали применяют для более ответственных деталей, работающих при температурах до  $585^{\circ}\text{C}$  и давлении до 25,5 МПа.

Марки наиболее распространённых сталей, режимы их термической обработки и свойства приведены в табл. 13.

Основными легирующими элементами в теплоустойчивых сталях являются карбидообразующие элементы – хром, вольфрам, молибден, ванадий. Содержание углерода ограничено, так как более высокое его содержание способствует ускорению коагуляции карбидной фазы и, как следствие, разупрочнению.

**Хромистые** стали (марки, режимы термической обработки и свойства приведены в табл. 14) применяют для изготовления различных деталей энергетического машиностроения (лопатки, трубы, крепёж, детали турбин и др.), в основном работающих длительное время при температурах 600...650 °С.

Таблица 13

Длительная прочность наиболее распространённых низколегированных теплоустойчивых сталей

Марка стали	Режим термической обработки		Температура испытания, °С	σ <sub>дл.</sub> , МПа за время, ч.	
	закалка, °С	отпуск, °С		10 <sup>3</sup>	10 <sup>5</sup>
12ХМ	910-930	670-690	480	250	200
12Х1МФ	960-980	740-760	520	200	140
			580	120	95
25Х1МФ	880-900	640-660	500	280	-
			550	130	-
12Х2МФСР	970-980	730-750	580	120	95
			600	90	70
20Х3ВМФ	1030-1080	660-700	500	340	300
			550	200	160
			580	140	100

Таблица 14

Длительная прочность некоторых хромистых теплоустойчивых сталей

Марки сталей	Режим термической обработки	Температура испытания, °С	σ <sub>дл.</sub> , МПа за время, ч.	
			10 <sup>4</sup>	10 <sup>5</sup>
15Х5М	нормализация 950-980 °С + отпуск 840-880 °С	480	180	150
		540	100	75
15Х5ВФ	отжиг 850 °С отжиг 870 °С	500	120	92
		550	89	70
14Х12В2МФ	нормализация 1020-1050 °С + отпуск 700-730 °С	630	105	85
		600	140	118
12Х8ВМ1БФР	нормализация 1000-1050 °С + отпуск 700-720 °С	600	116	94
		650	65	45

Легирование этих сталей вольфрамом или молибденом устраняет хрупкость и повышает теплоустойчивость. Кремний и алюминий способствуют повышению жаростойкости; титан или ниобий вводится для устранения склонности к закаливанию при охлаждении на воздухе; ванадий – для повышения жаропрочности.

### 6.3. Жаропрочные стали

Все жаропрочные стали относятся к аустенитному классу. По способу упрочнения эти стали делят на гомогенные, с карбидным и интерметаллидным упрочнением. Марки жаропрочных сталей и их свойства приведены в табл. 15.

Термин «гомогенные стали» следует понимать условно, так как в их структуре обычно присутствует некоторое количество карбидов и карбонитридов титана и ниобия. **Гомогенные** аустенитные стали используют преимущественно в энергомашиностроении для изготовления труб пароперегревателей и паропроводов, арматуры установок сверхвысоких параметров и рассчитаны на длительную (до  $10^5$  ч.) службу при 650-700 °С.

Таблица 15

Длительная прочность некоторых жаропрочных сталей

Марка стали	Температура применения, °С	Режим термической обработки		Температура испытания, °С	Длительная прочность $\sigma_{дл}$ , МПа за время ч.		
		$T_{зак}$ , °С	$T_{стap}$ , °С, ч.		$10^2$	$10^4$	$10^5$
Гомогенные стали							
10X18H12T	650-700	1100-1200	-	600	-	-	110
				650	-	-	70
				700	-	-	45
08X15H24B4TP	650-700	1130	-	700	260	180	120
				750	170	110	80
Стали с карбидным упрочнением							
37X12H8Г8МФБ	650-750	1140	660-16	600	450	320	-
				650	360	320	-
40X15H7Г7Ф2М С	650-750	1180-1220	800-16	600	420	-	-
				700	240	-	-
				800	125	-	-
Стали с интерметаллидным упрочнением							
10X11H20T3P	750-850	1100-1180	740-15	600	600	-	-
				700	350	-	-
				800	180	-	-
08X11H35MTЮ P	750-850	1150-1180	780-25	600	650	-	-
				700	450	-	-
				800	250	-	-

Эти стали обладают высокими технологическими свойствами:

- способностью к горячей пластической деформации;
- прошиваемостью при изготовлении цельнотянутых труб;
- свариваемостью.

Термическая обработка аустенитных гомогенных сталей состоит из закалки от высоких температур (1050-1200 °С) и преследует цель получить более однородный  $\gamma$  – твёрдый раствор, заданную величину зерна (балл 3-6) и стабильную структуру, а также снять напряжения, которые могут возникнуть в процессе изготовления деталей.

Стали с **карбидным** упрочнением предназначены для работы при температурах 650-750 °С и довольно высоких уровнях напряжений. Их используют для изготовления ответственных деталей энергомашиностроения (диски и лопатки турбин, крепёжные детали и др.)

Основу сталей с карбидным упрочнением составляют хромо-никелевый или хромо-никель-марганцевый аустенит, содержащий 0,25-0,5 % углерода. Марганец, как и никель, расширяет  $\gamma$  – область в сплавах на основе железа. Это позволяет частично заменить никель менее дефицитным марганцем. К тому же марганец способствует некоторому повышению жаропрочности. Однако стали с полной заменой никеля марганцем не нашли широкого применения в качестве жаропрочных материалов из-за недостаточной их жаростойкости.

Карбидообразующие элементы: V, Nb, W, Mo связывают часть углерода в специальные карбиды, а также упрочняют аустенитную основу. Значительную долю упрочнения обеспечивают карбиды ванадия VC, выделяющиеся в высокодисперсном состоянии при старении.

Карбиды и карбонитриды ниобия в процессах старения практически не участвуют, так как имеют высокие температуры образования и растворения (выше 1250°С), а в основном присутствуют в виде первичных выделений. Положительная роль этих фаз заключается в том, что они препятствуют росту аустенитного зерна при нагреве.

Карбиды хрома  $M_{23}C_6$  и  $M_7C_3$  растворяют в себе другие элементы (Fe, W, Mo), поэтому состав этих карбидов изменяется в зависимости от легирования стали и режима термической обработки. Чем сложнее карбидные фазы по составу и легированнее аустенит стали, тем больше эффект упрочнения при старении и тем медленнее развиваются процессы разупрочнения.

Стали с **интерметаллидным** упрочнением нашли применение при изготовлении компрессоров, турбин, дисков, сварных изделий, шпилек, болтов и других деталей, работающих при температурах до 750-850 °С.

Упрочнение аустенита этих сталей происходит за счёт выделения при старении фаз-упрочнителей – интерметаллидов типа  $(Ni,Fe)_3(Ti,Al)$  и фаз Лавеса – химических соединений с определённым стехиометрическим соотношением типа  $(Fe_2W, Fe_2Mo, Fe_2(Mo,W))$ . Совместное выделение интерметаллидов и фаз Лавеса приводит к наиболее высоким показателям

длительной прочности. Возможно также образование карбидной фазы типа  $M_{23}C_6$ , но в этих сталях она не способствует повышению прочности.

Аустенитные стали с интерметаллидным упрочнением содержат повышенное количество никеля, титана, алюминия. Замена никеля марганцем в сталях этого типа не производится, так как он не образует благоприятных для упрочнения интерметаллидных фаз и понижает жаростойкость.

Содержание углерода в этих сталях ограничивается 0,1 %. Во многие стали дополнительно вводят молибден и вольфрам (до 3,5 %) для повышения длительной прочности.

#### 6.4. Окалиностойкие (жаростойкие) стали

К этой группе сталей отнесены высокохромистые стали, которые при достаточно низком содержании углерода или легировании их ферритообразующими элементами (Al, Si) имеют однофазную ферритную структуру. Эти стали применяют для изготовления теплообменников, деталей аппаратуры химических производств, печного оборудования и других изделий, которые не испытывают значительных нагрузок и работают при высоких температурах длительное время.

Основным легирующим элементом в окалиностойких (жаростойких) сталях является хром. Жаростойкие свойства растут с увеличением его содержания в стали (рис.74). Сталь, содержащая 5% Cr, сохраняет окалиностойкость примерно до 600 °С (15X5), 9% (40X9C2) – до 800 °С, 17% (08X17T) – до 950 °С, 25% (15X25T) – до 1150 °С, 28% (15X28) до 1250 °С.

Хромоалюминиевые окалиностойкие стали (10X13Ю4, 05X23Ю5, 05X27Ю5 и др.) главным образом применяют для изготовления нагревательных элементов бытовых приборов, печей, реостатов, окалиностойких труб и арматуры.

Стали ферритного класса обладают невысокой прочностью и жаропрочностью, высокой пластичностью и удовлетворительными технологическими свойствами. Механические свойства, окалиностойкость и режимы термической обработки основных промышленных марок окалиностойких марок приведены в табл. 16.

Изделия из хромоалюминиевых сталей (содержание Al от 3,5 до 5,8%) устойчивы в атмосфере воздуха, в среде сернистых газов, но резко теряют работоспособность в восстановительных средах, содержащих оксид углерода, пары воды, а также в хлорсодержащих средах. При длительной работе в азотсодержащих средах образуются нитриды алюминия, которые устойчивы до высоких температур и не оказывают вредного влияния на свойства сталей.

Большим недостатком сталей ферритного класса является то, что возникающая при нагреве (например, при сварке) крупнозернистость не может быть устранена термической обработкой, так как в этих сталях нет

фазовых превращений. Крупнозернистость же создаёт повышенную хрупкость стали.

Явление охрупчивания наблюдается в этих сталях и при мелкозернистой структуре как результат выдержек в области 450-550 °С из-за процессов упорядочения в твёрдом растворе или из-за выделения карбидов по границам зёрен, что происходит обычно при температурах около 600-700 °С. В сталях типа X17 и в особенности X28 наблюдается образование хрупкой  $\sigma$  – фазы при продолжительных выдержках в области 700 °С.

Таблица 16

Окалиностойкость и механические свойства некоторых жаростойких сталей ферритного класса

Марка стали	Режим термической обработки, °С	$t_{ок}$ , °С	$t_{исп.}$ , °С	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %
08X17T	Нормализация 760-780	950-1000	20 600	500 220	20 34	50 -
12X17	Нормализация 760-780	900-950	20 600 900	520 200 25	28 60 68	70 - 97
15X25T	Нормализация 760-780	1150	20 800 1100	450 26 8	20 104 139	45 99 99
15X28	Нормализация 760-780	1250	20 600 800 1000 1100	520 140 30 10 9	30 62 104 148 140	45 - - - -
10X13Ю4	Отжиг 720-740	1200	20	580	23	48
05X23Ю5	Отжиг 760-780	1200	20	820	16	52
05X27Ю5	Отжиг 760	1300	20 1000	620 70	- 8	- -

## 6.5. Жаропрочные сплавы

В современных турбинах и реактивных двигателях важнейшей деталью является лопатка турбины. Мощность реактивного двигателя в большой степени зависит от максимальной температуры рабочего тела (газа), при которой длительное время могут работать лопатки. В современных реактивных двигателях лопатки турбин разогреваются до 700-900 °С, и имеется тенденция повышения этой температуры. Для лопаток турбин применяют сплавы на основе никеля и кобальта.

**Сплавы на никелевой основе.** Чистый никель обладает низкой длительной прочностью ( $\sim 40$  МПа при  $800^{\circ}\text{C}$ ,  $100 \text{ ч} - \sigma_{10^2}^{800} = 40$  МПа) и низкой стойкостью к газовой коррозии при высоких температурах. Основные жаропрочные свойства никелевых сплавов достигаются путём комплексного легирования. Структура таких сплавов является многофазной, и это позволяет сочетать в них самые разнообразные свойства, отвечающие требованиям современного машиностроения. Химический состав и свойства некоторых никелевых сплавов приведены в табл. 17.

Таблица 17

Химический состав и свойства сплавов на основе никеля

Сплав	Массовая доля элементов, %						Предел длительной прочности, МПа	
	Cr	Ti	Al	Mo	W	прочие	$\sigma_{10^3}^{750}$	$\sigma_{10^4}^{750}$
ХН77ТЮР	19-22	2,5-2,9	0,6-1,0	-	-	< 0,07C < 0,01В	230	-
ХН73МЗТЮР	13-16	2,5-2,7	1,3-1,7	2,8-3,2	-	< 0,12C 1,8- 2,2Nb	295	210
ХН70ВМТЮ	9-11	1,8-2,3	1,7-2,3	5,0-6,5	4,5-5,5	< 0,12C 0,1- 0,5V	350	260
ХН55ВМТКЮ	9-12	1,4-2,0	3,6-4,5	4,0-6,0	4,5-6,5	< 0,12C 14Co	460	380

Жаропрочные сплавы на основе никеля называют нимониками. Они предназначены для изготовления деталей с длительным сроком службы при температурах  $650-850^{\circ}\text{C}$ .

Для получения высокой окалиностойкости никель легируют хромом, а для повышения жаропрочности – титаном и алюминием. В этом случае при старении закалённого сплава в основном  $\gamma$  – твёрдом растворе образуются интерметаллидная  $\gamma'$  - фаза типа  $\text{Ni}(\text{Ti}, \text{Al})$ , а также карбиды  $\text{TiC}$  и нитриды  $\text{TiN}$ , увеличивающие прочность при высоких температурах.

Дальнейший рост жаропрочности достигается легированием сплавов молибденом и вольфрамом, повышающими температуру рекристаллизации и затрудняющими процесс диффузии в твёрдом растворе, определяющий более пологий ход зависимости прочностных свойств от температуры, коагуляцию избыточных фаз и рекристаллизацию.

Наиболее широко используют никелевый сплав ХН77ТЮР. После закалки с  $1080-1120^{\circ}\text{C}$  он имеет структуру, состоящую из пересыщенного  $\gamma$  – твёрдого раствора с ГЦК решёткой, и поэтому небольшую прочность и высокую пластичность, допускающую глубокую штамповку (вытяжку),

гибку и профилирование. Сплав удовлетворительно сваривается. После закалки и старения при 700<sup>0</sup>С сплав приобретает высокую жаропрочность.

**Сплавы на кобальтовой основе** применяются главным образом для изготовления деталей, работающих при более высоких температурах, чем нимоники, например, лопатки турбореактивных двигателей. Наиболее жаропрочные кобальтовые сплавы сохраняют работоспособность при температурах до 1100<sup>0</sup>С (предел длительной прочности  $\sigma_{10^2}^{1100} = 70$  МПа).

Кобальтовые сплавы обладают хорошей коррозионной стойкостью при повышенных температурах, например в продуктах сгорания топлива, содержащих серу. Они характеризуются высокой стабильностью структуры при длительных сроках службы под нагрузением и, следовательно, имеют более пологий ход кривых зависимости прочностных свойств от температуры и времени выдержки; имеют более высокую теплопроводность и меньший коэффициент термического расширения, чем никелевые жаропрочные сплавы. Поэтому кобальтовые сплавы более подходят для изготовления деталей, предназначенных для длительной работы в коррозионной среде, в условиях термической усталости и имеющих сравнительно крупные размеры (например, сопловые и рабочие лопатки мощных газовых турбин).

В кобальтовых сплавах могут образовываться следующие фазы: аустенитная  $\gamma$  – матрица с ГЦК структурой, карбиды, бориды, карбонитриды и ТПУ - фазы (топологически плотноупакованные фазы –  $\sigma$ ,  $\mu$ , фазы Лавеса). Интерметаллидная  $\gamma'$  -фаза в них не выделяется. ТПУ – фазы оказывают отрицательное влияние на жаропрочность. Как правило, их удаётся избежать, и тогда жаропрочные кобальтовые сплавы будут состоять из  $\gamma$  – твёрдого раствора и упрочняющих карбидных и карбонитридных фаз.

Кобальт образует неограниченные твёрдые растворы с никелем, железом и благородными металлами (Pt, Ir, Pd, Rh) и ограниченные растворы с широкой областью гомогенности с марганцем (70 ат.%), тугоплавкими металлами (Cr, W, Mo, V, Ta), а также Ti, Al, Nb, Zr.

Высокую растворимость в кобальте имеют также бор (до 1% при 1000<sup>0</sup>С) и углерод (0,3-0,4 % при 1100<sup>0</sup>С).

Благородные металлы дороги и дефицитны; марганец и железо отрицательно влияют на жаропрочность и жаростойкость сплавов на основе кобальта; поэтому легирование жаропрочных сплавов на кобальтовой основе указанными элементами не применяется.

Основным элементом, стабилизирующим ГЦК структуру в сплавах кобальта, является никель. Содержание никеля в кобальтовых сплавах обычно составляет 10-30 %. Важное значение в этих сплавах имеет хром, который обеспечивает высокую коррозионную стойкость и положительно влияет на жаропрочность. Содержание хрома в деформируемых сплавах обычно составляет 18-20 %, а в литых 23-28 %, что значительно выше, чем допустимо в сплавах на никелевой основе. Кроме того, в кобальтовые сплавы вводят до 10 %W или Mo и W (суммарно), а также Nb, Ti, V. Молибден и



вольфрам являются одновременно упрочнителями твёрдого раствора и частично входят в карбидные фазы, а ниобий, титан и ванадий в основном присутствуют в карбидах.

Доступность разных металлов в различных странах неодинакова, поэтому применение жаропрочных сплавов на основе кобальта более распространено за рубежом, особенно в США. Например, в США применяют деформируемый сплав S-816 (0,34-0,42 % C, 19-21 % Cr, 3,5-5,5 % Mo, 3,5-5,0 % W, 20 % Ni, 4,0-5,0 % Nb), который имеет  $\sigma_{10^2}^{870} = 108$  МПа,  $\sigma_{10^3}^{870} = 70$  МПа. В случае применения этого сплава в литейном варианте в нём несколько увеличивают содержание углерода (до 0,44 %) и дополнительно вводят бор (до 0,1 %). Длительная прочность литого сплава  $\sigma_{10^2}^{870} = 210$  МПа,  $\sigma_{10^3}^{870} = 150$  МПа, а при температуре 980 °С  $\sigma_{10^2}^{980} = 100$  МПа,  $\sigma_{10^3}^{980} = 55$  МПа.

Аналогичный отечественный жаропрочный сплав на основе кобальта ЭИ416 содержит 0,35-0,45 % C, 18-21 % Cr, 3,5-5,8 % Mo, 3,8-5,8 % W, 18-22 % Ni.

## 7. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

По назначению инструментальные стали делят на стали для режущего, штампового и измерительного инструментов. Кроме того, для изготовления режущего инструмента, особенно при скоростной обработке, широко используют твёрдые сплавы и минералокерамические материалы.

### 7.1. Углеродистые и низколегированные стали для режущего инструмента

Важнейшим свойством режущего инструмента является высокая твёрдость. В процессе работы происходит разогрев режущей кромки инструмента и, как следствие, снижение твёрдости и режущих свойств. На рис. 75 показано, как изменяется твёрдость различных инструментальных материалов в нагретом состоянии. Твёрдость углеродистой стали после нагрева до 200-220 °С начинает быстро падать. Поэтому для инструмента из углеродистой стали недопустимы высокие скорости резания. Более производительным является инструмент из быстрорежущей стали, которая сохраняет сравнительно высокую твёрдость при разогреве до 500-600 °С. Ещё более производительным является инструмент из твёрдого сплава, так как даже нагрев до 800 °С мало влияет на его твёрдость.

**Углеродистые инструментальные стали.** Углеродистые стали, как показано выше, не обладают теплостойкостью и поэтому могут применяться для изготовления инструмента, не испытывающего в процессе работы сильного разогрева. В связи с тем, что инструмент должен обладать высокой твёрдостью, целесообразно изготовление его из сталей с содержанием

углерода 0,7-1,3%, мартенсит которых обладает наибольшей твёрдостью (рис. 55).

Эвтектоидная и близкие к ней стали с 0,8-0,9 % С практически не содержат частиц вторичного цементита и при нагреве выше  $A_{C1}$  приобретают однофазную аустенитную структуру. Поэтому эти стали наиболее чувствительны к росту зерна. Даже при небольшом превышении температуры нагрева под закалку, возможном в производственных условиях, сильно снижается прочность. Лучшую прочность имеют заэвтектоидные стали с 1,1-1,2 %С, сохраняющие мелкое зерно. Они отличаются также большим сопротивлением повышенным давлениям и меньшей чувствительностью к образованию трещин благодаря более плавному снижению твёрдости от закалённой поверхности к сердцевине. Последнее обстоятельство объясняется повышением устойчивости переохлаждённого аустенита в углеродистых сталях с увеличением в них содержания углерода.

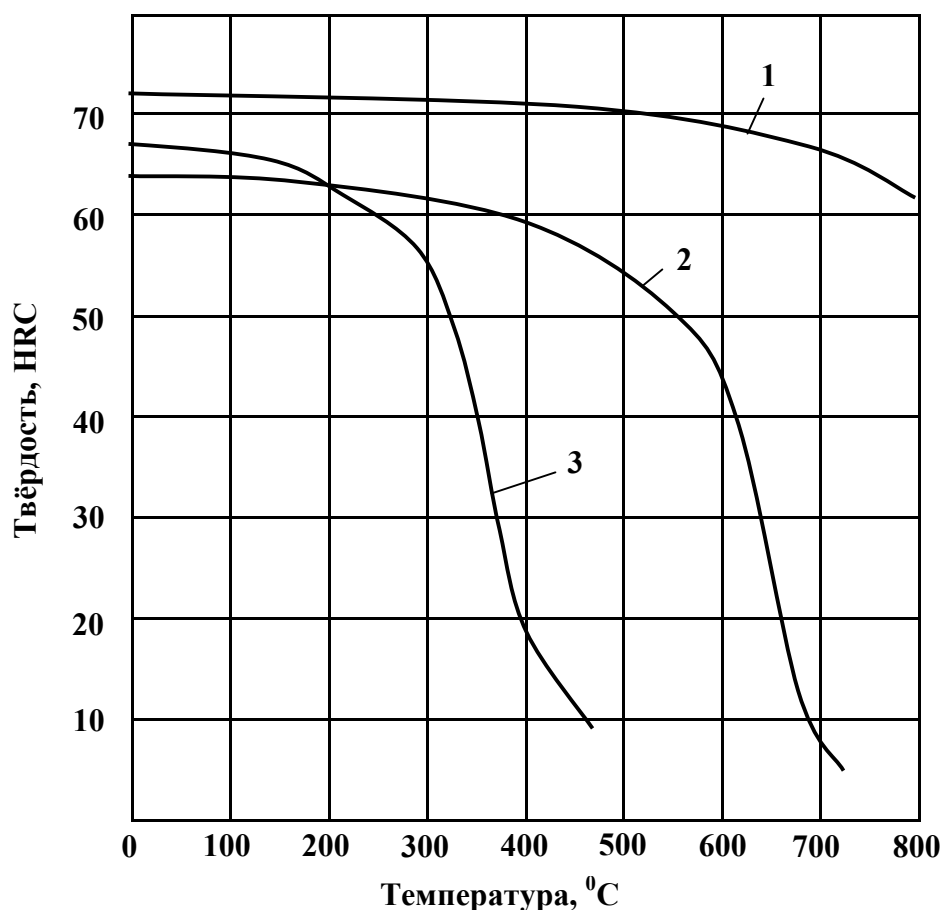


Рис. 75. Твёрдость режущих материалов в нагретом состоянии: 1 – твердого сплава; 2 – быстрорежущей стали; 3 – углеродистой стали

Для изготовления инструмента применяют углеродистые качественные стали марок У7, У8, У10, У12, У13 и высококачественные стали марок У7А – У13А. Качественные стали содержат не более 0,03 % серы и фосфора, высококачественные – не более 0,02 %.

По назначению различают углеродистые стали для работы при ударных нагрузках и для статически нагруженного инструмента.

Стали марок У7 и У8 используют для изготовления инструментов, испытывающих при работе ударные нагрузки, от которых требуется высокая режущая способность (зубила, клейма по металлу, керны, деревообделочный инструмент, в частности пилы, топоры, а также молотки, кувалды и т.д.).

Стали марки У10-У13 идут на изготовление режущего инструмента, не испытывающего при работе толчков, ударов и обладающего высокой твёрдостью (напильники, шаберы, метчики, развёртки и т.п.).

Углеродистые стали обладают низкой прокаливаемостью и при закалке в масле могут прокаливаться насквозь лишь в сечении 3-5 мм; в воде – до 10-12 мм; к тому же охлаждение в воде нередко приводит к короблению и трещинообразованию. Инструмент, у которого режущая часть приходится на поверхностный слой, изготавливают толщиной 18-30 мм. После закалки у него остаётся вязкая сердцевина, которая повышает устойчивость против поломок при вибрациях и ударах. Углеродистые стали чувствительны к перегреву и поэтому обладают узким интервалом закалочных температур.

Вместе с тем, углеродистые стали имеют ряд существенных преимуществ. Они дешевле других сталей, отличаются невысокой твёрдостью в отожженном состоянии (НВ 1800-2000) и хорошей обрабатываемостью резанием; вязкая незакалённая сердцевина повышает устойчивость против поломок при вибрациях и ударах; в них меньше содержится остаточного аустенита.

Термическая обработка углеродистых инструментальных сталей состоит из двух операций: подготовительной и окончательной обработок.

**Предварительная термическая обработка** заключается в отжиге сталей при температуре 740-760 °С, в результате которого получается структура зернистого перлита, позволяющая получить наиболее однородные свойства. Кроме того, структура зернистого перлита способствует облегчению обрабатываемости резанием. Для заэвтектоидных сталей отжиг на зернистый перлит чаще всего производят изотермическим способом. Например, для стали У10 он состоит в нагреве до 740-750 °С (выдержка 1 час), переносе в печь с температурой 600-650 °С, выдержке в течение 20-60 минут, во время которой происходит распад аустенита и коагуляция карбидов. Для стали У12 рекомендуется нагрев до 750-780 °С, охлаждение со скоростью 50-60 град/ч до 620-660 °С, выдержка 20-60 минут и замедленное охлаждение до 550-600 °С для предупреждения возникновения остаточных напряжений. Более высокие температуры аустенитизации приводят к образованию пластинчатого перлита, а более низкая температура изотермической выдержки способствует образованию мелкозернистого или

даже точечного перлита, который обладает более высокой твёрдостью и пониженной обрабатываемостью.

**Окончательной термической обработкой** углеродистых инструментальных сталей является закалка с последующим отпуском. Инструмент из углеродистых сталей закаливают в воде: сталь У7 от 800-820 °С ( $A_{C3} + 30-50$  °С), У8, У10, У12, У13 – от 750-780 °С ( $A_{C1} + 30-50$  °С). Температура отпуска назначается в зависимости от вида инструмента и требуемой твёрдости (табл.18).

Таблица 18

Температура отпуска и свойства инструмента различного вида

Вид инструмента	Сталь	Температура отпуска, °С	Примерная твёрдость рабочей части, HRC
Метчики	У10-У13	180-200	60-62
Развёртки	У10-У13	160-180	62-64
Зубила	У7	280-300	56-58
Плашки	У10	220-240	59-61

**Низколегированные стали для режущего инструмента.** Химический состав низколегированных сталей для режущего инструмента установлен с таким расчётом, чтобы сохранились преимущества углеродистых сталей и уменьшились их недостатки – низкая прокаливаемость, чувствительность к перегреву и коробление.

Суммарное содержание легирующих элементов в этих сталях не превышает 1-2 % (табл. 19). Это условие необходимо для предотвращения образования легированного цементита, который менее способен к коагуляции и растворению в аустените. В отличие от углеродистых легированные стали обладают большей устойчивостью переохлаждённого аустенита и, следовательно, большей прокаливаемостью и несколько более высокой износостойкостью.

Таблица 19

Химический состав низколегированных сталей для режущего инструмента

Марка стали	Среднее содержание элементов, %					
	C	Mn	Si	Cr	V	W
9ХФ	0,85	0,45	0,25	0,55	0,22	-
9ХС	0,90	0,45	1,40	1,10	-	-
11Х	1,10	0,55	0,25	0,55	-	-
13Х	1,30	0,45	0,25	0,55	-	-
Ф	1,00	0,25	0,25	-	0,30	-
В1	1,10	0,25	0,25	0,25	0,25	1,00
ХВГ	0,95	0,95	0,25	1,05	-	1,40
ХВСГ	1,00	0,75	0,85	0,85	0,25	0,85

Низколегированные стали 13X, 11X, Ф, В1 имеют сравнительно неглубокую прокаливаемость и рекомендуются для инструментов диаметром до 15 мм.

Стали 9XC, ХВГ, ХВСГ используют для инструментов крупного сечения: свёрл, развёрток, протяжек диаметром 60-80 мм.

Кроме указанных в таблице 19, для режущего инструмента используют более легированные нетеплостойкие стали, например 13X6, 9X5ВФ, 3X4В3М3Ф2, сохраняющие высокую твёрдость режущей кромки соответственно до 300-500 °С. Инструмент из этих сталей при закалке в масле или в полимерных средах испытывает минимальные деформации и коробление. Он может иметь не только большее сечение вследствие легирования, но и большую длину.

Принцип термической обработки низколегированных сталей для режущего инструмента такой же, как и для углеродистых. Окончательная термическая обработка состоит из закалки от 830-870 °С в масле и отпуска при температуре 200 °С. Твёрдость после термической обработки составляет 61-65 HRC. Если необходимо увеличить вязкость, то температуру отпуска повышают до 200-300 °С. Вследствие некоторого распада мартенсита твёрдость после этого снижается до 55-60 HRC.

## 7.2. Быстрорежущие стали

Важнейшей особенностью быстрорежущих сталей является их высокая теплостойкость (способность сохранять высокую твёрдость и режущие свойства при длительном нагреве до 500-600 °С) (рис. 75).

Основными легирующими элементами в быстрорежущей стали являются вольфрам (16-18 %), хром (4 %), ванадий (1-5 %). Для повышения теплостойкости в ряде марок стали присутствует кобальт (5-10 %). Марки некоторых распространённых быстрорежущих сталей и их химический состав приведены в табл. 20.

Таблица 20  
Химический состав некоторых быстрорежущих сталей (ГОСТ 19265-73)

Марка стали	Содержание элементов, %					
	C	Cr	W	V	Mo	Co
P18	0,73-0,83	3,8-4,4	17,0-18,5	1,0-1,4	До 1,0	До 0,5
P9	0,85-0,95	3,8-4,4	8,5-9,5	2,3-2,7	До 1,0	До 0,5
P6M5	0,82-0,90	3,8-4,4	5,5-6,5	1,7-2,1	4,8-5,3	До 0,5
P6M5Ф	0,95-1,05	3,8-4,3	5,7-6,7	2,3-2,7	4,8-5,3	До 0,5
P6M5K5	0,84-0,92	3,8-4,3	5,7-6,7	1,7-2,1	4,8-5,3	4,7-5,2

Стойкость инструмента из быстрорежущей стали в 8-15 раз выше, чем инструмента из углеродистых и легированных сталей, а скорость резания при этом выше в 2-4 раза.

По структуре в равновесном состоянии быстрорежущие стали относят к ледебуритному классу. В структуре литой стали присутствует сложная эвтектика, напоминающая ледебурит и располагающаяся в виде сетки по границам зёрен. В ней пластинки карбидов смешаны с аустенитом. Кроме карбидов ледебурита имеются вторичные карбиды, которые выделяются из аустенита при охлаждении вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените с понижением температуры. И, наконец, присутствуют мельчайшие эвтектоидные карбиды.

Для раздробления хрупкой ледебуритной эвтектики, измельчения карбидов, а также равномерного их распределения по всему объёму слитки подвергают ковке или прокатке.

В структуре ковanej быстрорежущей стали при недостаточной степени деформации наблюдается карбидная ликвация, выражающаяся в строчечном расположении первичных карбидов. Это браковочный признак. Карбидная ликвация может быть устранена только дополнительной пластической деформацией.

Для снижения твёрдости, улучшения обрабатываемости резанием и подготовки структуры стали к закалке после прокатки иликовки быстрорежущую сталь подвергают изотермическому отжигу при  $740^{\circ}\text{C}$  до полного превращения аустенита в перлито-сорбитную структуру.

Для придания стали теплостойкости инструмент подвергается закалке и многократному (обычно 3-кратному) отпуску. Температура нагрева под закалку выбирается с таким расчётом, чтобы обеспечить возможно большее растворение карбидов, не допуская сильного роста зерна. Температура аустенитизации назначается в зависимости от химического состава стали, и в первую очередь от содержания в ней вольфрама. Так, стали P18, P18Ф2, P18Ф2К8М нагревают до  $1270-1300^{\circ}\text{C}$ , P9, P9Ф5 – до  $1220-1225^{\circ}\text{C}$ , P6M3, P6M5, P6M5K5 – до  $1210-1230^{\circ}\text{C}$ .

В связи с тем, что быстрорежущие стали высоколегированные и обладают низкой теплопроводностью, во избежание образования трещин нагрев под закалку проводят с двумя подогревами при температурах  $450-600^{\circ}\text{C}$  и  $830-860^{\circ}\text{C}$ . Охлаждение осуществляют в масле.

В процессе закалки аустенит превращается в мартенсит, который сохраняет растворённые в нём легирующие элементы. Следовательно, при более высокой легированности аустенита получается более легированный мартенсит, что обеспечивает более высокую теплостойкость, а значит и режущие свойства.

Вместе с тем, в структуре закалённой быстрорежущей стали остаётся около 30 % остаточного аустенита, который снижает твёрдость и режущие свойства стали, ухудшает её шлифуемость.

При многократном отпуске из остаточного аустенита выделяются дисперсные карбиды. Легированность аустенита уменьшается, и он претерпевает мартенситное превращение. Для более полного превращения остаточного аустенита в мартенсит инструмент обычно подвергают

трёхкратному отпуску при 550-570 °С продолжительностью 40-60 минут. Количество остаточного аустенита и твёрдость HRC после каждого отпуска указано на рис. 76. Число отпусков может быть сокращено при обработке холодом после закалки, в результате чего уменьшается содержание остаточного аустенита. Обработке холодом подвергают инструменты сравнительно простой формы. Твёрдость инструмента после закалки составляет 62-63 HRC, а после отпуска она увеличивается до 63-65 HRC.

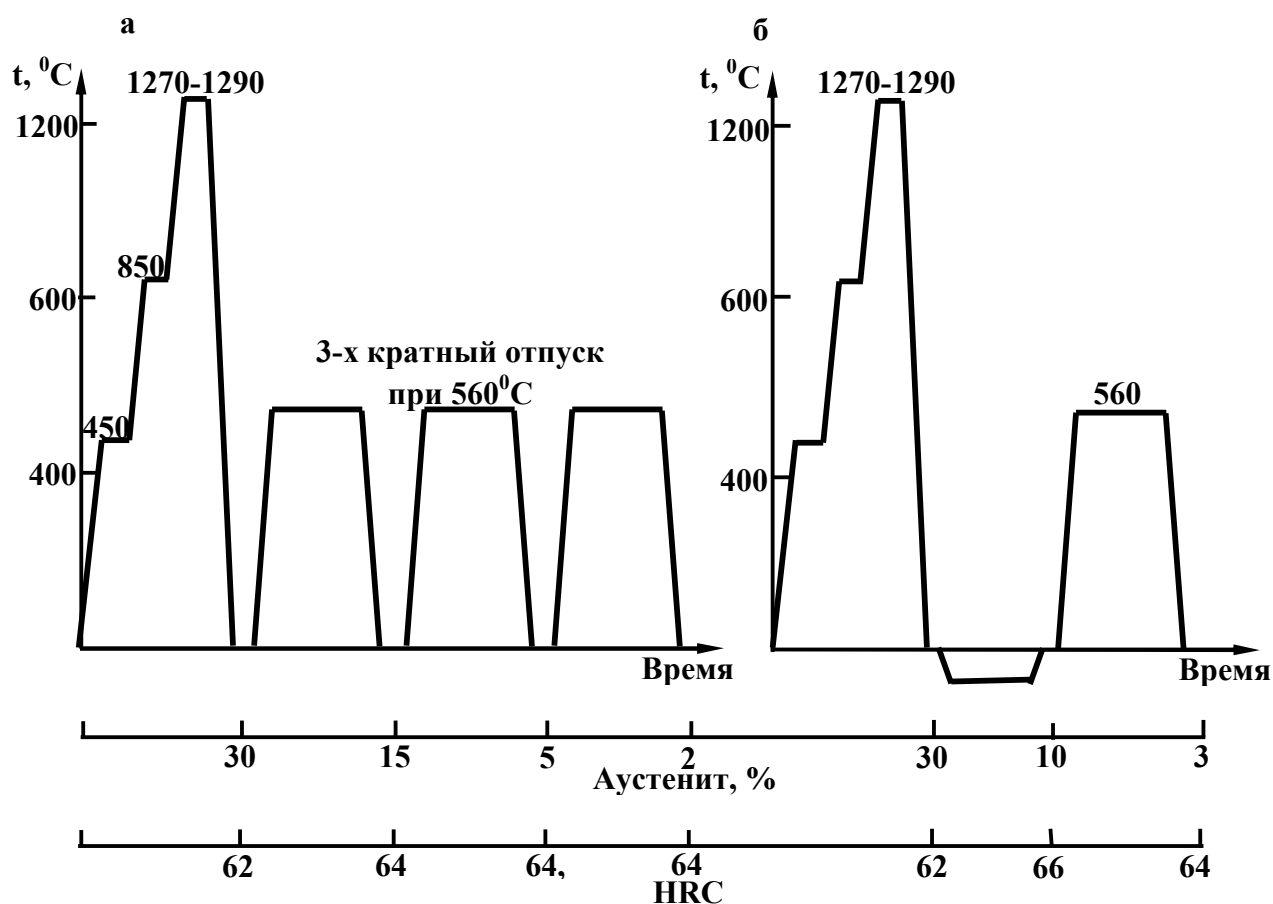


Рис. 76. Режимы термической обработки инструмента из быстрорежущей стали P18: а – закалка и трёхкратный отпуск; б – закалка, обработка холодом, отпуск

### 7.3. Твёрдые сплавы

Твёрдые сплавы являются инструментальными материалами, состоящими из карбидов тугоплавких металлов и связующего металла – кобальта. Твёрдые сплавы обладают наиболее высокой твёрдостью (80-97 HRA) и сохраняют её при нагреве до 800-1000 °С. Скорость резания твёрдыми сплавами в 5-10 раз выше скорости резания быстрорежущими сталями. Недостатком твёрдых сплавов является высокая хрупкость.

Твёрдые сплавы изготавливают методом порошковой металлургии. Применяют карбиды вольфрама, титана и тантала (за рубежом также карбиды ниобия и ванадия). Сплавы получают спеканием порошков

карбидов с порошком кобальта при 1400-1500 °С после предварительного прессования.

В зависимости от состава карбидной основы различают три группы твёрдых сплавов: вольфрамовые, титановольфрамовые и титантанталвольфрамовые.

**Вольфрамовые** (однокарбидные) твёрдые сплавы обозначают буквами ВК и цифрой, показывающей содержание кобальта в процентах. Например, сплав ВК3 содержит 3 % Со и 97 % WC. Содержание кобальта может меняться (сплавы ВК6, ВК8). Чем больше содержание в сплаве кобальта, тем выше прочность, хотя и несколько ниже твёрдость. Твёрдые сплавы вольфрамовой группы имеют наибольшую прочность, но более низкую твёрдость, чем сплавы других групп. Они теплостойки до 800 °С. Их обычно применяют для обработки чугуна, сплавов цветных металлов и различных неметаллических материалов, дающих прерывистую стружку.

**Титановольфрамовые** (двухкарбидные) твёрдые сплавы маркируют буквами Т, К и цифрами. Цифры после буквы Т указывают содержание карбидов титана, а цифры после буквы К – содержание кобальта. Например, сплав Т15К6 содержит 15 % TiC, 6 % Со, остальное (79 %) WC. Карбид вольфрама при температуре спекания растворяется в карбиде титана, образуя твёрдый раствор (Ti,W)C, имеющий более высокую твёрдость, чем WC. Сплавы этой группы обладают более высокой (до 900-1000 °С) теплостойкостью, повышающейся с увеличением содержания карбидов титана. Их в основном используют для высокоскоростной обработки сталей.

**Титантанталвольфрамовые** (многокарбидные) твёрдые сплавы маркируют буквами ТТК и цифрами. Цифра (число), стоящая после букв ТТ, указывает суммарное содержание карбидов TiC и TaC, а цифра (число), стоящая после буквы К, - содержание кобальта. Например, сплав ТТ7К12 содержит 4 % TiC, 3 % TaC, 12 % Со и 81 % WC. В их структуре присутствует твёрдый раствор (Ti, Ta, W)C и избыток WC. Сплавы этого типа имеют более высокую прочность, чем сплавы второй группы, и лучшую сопротивляемость ударным воздействиям, вибрации и выкрашиванию. Их применяют для более тяжёлых условий резания (черновое точение стальных слитков, поковок, литья).

Общим недостатком рассмотренных твёрдых сплавов помимо высокой хрупкости является повышенная дефицитность исходного вольфрамового сырья – основного компонента, определяющего их повышенные физико-механические характеристики. Поэтому перспективно использование безвольфрамовых твёрдых сплавов.

Хорошо себя зарекомендовали сплавы, для которых в качестве основы используется карбид титана, а в качестве связки – никель и молибден. Они маркируются буквами КТС и ТН. Твёрдые сплавы КТС-1 и КТС-2 содержат 15-17 % Ni и 7-9 % Мо соответственно, остальное – карбид титана. В твёрдых сплавах типа ТН-20, ТН-25, ТН-30 в качестве связующего металла в основном используют никель в количестве 16-30 %. Содержание молибдена



составляет 5-9 %, остальное – карбид титана. Твёрдость этих твёрдых сплавов составляет 87-94 HRA. Сплавы имеют высокую износо- и коррозионную стойкость. Их используют для изготовления режущего инструмента и быстроизнашивающихся деталей технологического оборудования.

#### 7.4. Минералокерамические материалы

Минералокерамика не содержит дефицитных и дорогостоящих элементов. По твёрдости (90-95 HRA), тепло- и износостойкости минералокерамические материалы превосходят твёрдые сплавы.

Используются три группы инструментальных минералокерамических материалов:

- оксидная (белая) керамика, состоящая из оксида алюминия  $Al_2O_3$  с небольшими добавками оксида магния MgO (0,6-1,0 %); основной представитель этой группы – **микролит ЦМ-332**. Инструменты с пластинами из микролита не теряют своей твёрдости при разогреве в процессе работы до  $1200\text{ }^{\circ}C$ . Поэтому очень эффективно их применение при чистовой и получистовой обработке чугунных изделий, цветных металлов и их сплавов, неметаллических материалов в случае высоких скоростей и при небольших глубинах резания и подачи;

- оксидно-карбидная (чёрная) керамика, состоящая из оксида алюминия (60-80 %), карбидов и оксидов тугоплавких металлов (TiC,  $ZrO_2$  и др.);

- оксинитридная керамика, состоящая из нитрида кремния  $Si_3N_4$  с добавкой тугоплавких оксидов.

#### 7.5. Сверхтвёрдые инструментальные материалы

Эти материалы созданы на основе нитрида бора и нитрида кремния. В них нет пластичной металлической связи. К сверхтвёрдым материалам относят **эльборы** (поликристаллы кубического нитрида бора) и алмазы. Эльбор по своей теплостойкости ( $1400\text{ }^{\circ}C$ ) превосходит все имеющиеся инструментальные материалы, используемые для оснастки режущего инструмента: алмазы – в 1,9 раза, быстрорежущую сталь – в 2,3 раза, твёрдые сплавы – в 1,7 раза. Режущие инструменты, оснащённые эльбором, предназначены, главным образом, для обработки чугуна и стали любой твёрдости при высоких скоростях резания. Стойкость резцов из кубического нитрида бора при обработке закалённых сталей твёрдостью 63-66 HRC в десятки раз выше стойкости резцов из твёрдого сплава.

Режущие инструменты, оснащённые поликристаллическими алмазами, применяют при обработке титановых сплавов и т.д. Стойкость таких резцов в 6-10 раз выше стойкости твердосплавных.

## 8. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Железо и его сплавы (сталь и чугун) называют чёрными металлами; все остальные металлы и их сплавы – цветными.

Все цветные металлы, применяемые в технике, делят на следующие группы:

- лёгкие металлы Mg, Be, Al, Ti с плотностью до  $5 \text{ г/см}^3$ ;
- тяжёлые металлы Pb, Mo, Ag, Au, Pt, W, Ta, Ir, Os с плотностью выше  $10 \text{ г/см}^3$ ;
- легкоплавкие металлы Sn, Pb, Zn с температурой плавления соответственно  $232$ ,  $327$  и  $410^\circ\text{C}$ ;
- тугоплавкие металлы W, Mo, Ta, Nb с температурой плавления выше, чем у железа;
- благородные металлы Au, Ag, Pt с высокой устойчивостью против коррозии;
- урановые металлы, или актиноиды, используемые в атомной технике;
- редкоземельные металлы (РЗМ) – лантаноиды, применяемые для модифицирования стали;
- щелочные и щелочно-земельные металлы Na, K, Li, Ca, применяемые в качестве жидких теплоносителей в атомных реакторах; натрий также используется в качестве катализатора в производстве искусственного каучука, а литий для легирования лёгких и прочных алюминиевых сплавов.

Не вдаваясь в подробности производства цветных металлов, отметим, что в природе они встречаются как в чистом виде, так и в рудах, оксидах, солях. В чистом виде встречаются только химически устойчивые элементы (Pt, Au, Ag, Hg, Cu). Масса наибольшего самородка меди составляет на сегодняшний день  $420 \text{ т}$ , серебра –  $13,5 \text{ т}$ , золота –  $112 \text{ кг}$ .

### 8.1. Медь и её сплавы

Медь – металл розовато-красного цвета, плотность её  $8,95 \text{ г/см}^3$ , температура плавления  $1083^\circ\text{C}$ , кристаллизуется в гранцентрированной решётке и не имеет полиморфных превращений. На воздухе при наличии влаги и углекислого газа медь медленно окисляется, покрываясь зелёной плёнкой так называемой патины (щелочной карбонат меди  $(\text{CuOH})_2\text{CO}_3$ ). Эта плёнка в определённой мере защищает медь от дальнейшего окисления.

Чистая медь обладает высокой электропроводностью (на втором месте после серебра), пластичностью, коррозионной стойкостью в пресной и морской воде, а также в ряде химических сред. Медь плохо сопротивляется действию аммиака, хлористого аммония, щелочных, цианистых соединений, сернистого газа.

Медь принято считать эталоном электропроводности и теплопроводности по сравнению с другими металлами.

Медь легко обрабатывается давлением, плохо резанием, имеет невысокие литейные свойства, плохо сваривается, но легко подвергается пайке. Применяется в виде листов, прутков и проволоки.

Механические свойства меди существенно зависят от её состояния (табл. 21).

Таблица 21

Механические свойства меди М1

Состояние меди	Механические свойства		
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	НВ, МПа
Литая	160	25	400
ММ (мягкая отожжённая)	250-300	18-50	550
МТ (твёрдая нагартованная)	350-480	0,5-4,0	1250

Холодная пластическая деформация повышает прочность, твёрдость, упругость, но снижает электропроводность и пластичность меди. Для снятия наклёпа проводится отжиг при температуре 550-600 °С. Медь, обработанная холодной деформацией – «МТ» - твёрдая медь, применяется для контактных проводов, деталей рубильников и других устройств электротехнического назначения. Отожжённая медь – «ММ» - мягкая медь, используется для обмоточных проводов электродвигателей.

Как конструкционный материал медь не используется из-за высокой стоимости и низких механических свойств. Маркируется медь буквой М и цифрами, зависящими от содержания примесей. Медь марок М00 (0,01% примесей), М0 (0,05 % примесей) и М1 (0,1 % примесей) используется для изготовления проводников электрического тока, медь М2(0,3 % примесей) – для производства высококачественных сплавов меди, М3 (0,5 % примесей) – для сплавов обыкновенного качества. Широкое использование в промышленности нашли сплавы меди с другими элементами – латуни и бронзы.

**Латуни.** Латунями называются двойные или многокомпонентные сплавы на основе меди, в которых основным легирующим элементом является цинк. Диаграмма состояния Cu-Zn приведена на рис. 77.

По сравнению с медью латуни обладают большей прочностью, коррозионной стойкостью и упругостью.

Латуни подразделяют на обрабатываемые давлением (деформируемые) и литейные.

**Деформируемые латуни** делятся на **однофазные**, содержащие до 39 % Zn, и **двухфазные** – до 45 % Zn. Структура однофазных латуней – твёрдый раствор цинка в меди – « $\alpha$ ». При повышении содержания цинка в

них возрастает предел прочности  $\sigma_B$  и пластичность  $\delta$  (рис. 78). Однофазные латуни пластичны, хорошо обрабатываются давлением.

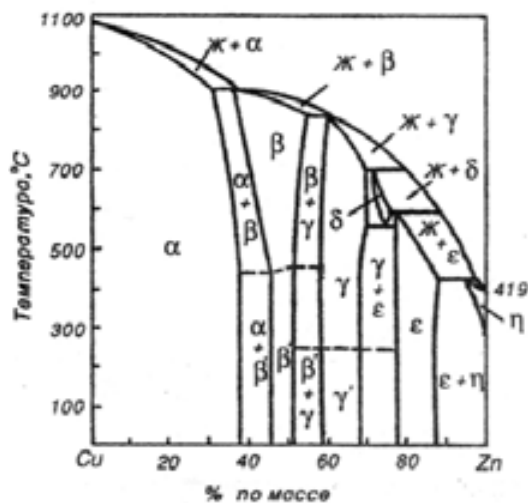


Рис. 77. Диаграмма состояния системы Cu – Zn

При содержании цинка более 39 % появляется вторая фаза ( $\beta$ ), в результате чего повышается хрупкость, падает прочность и пластичность. Двухфазные латуни могут обрабатываться только в горячем состоянии.

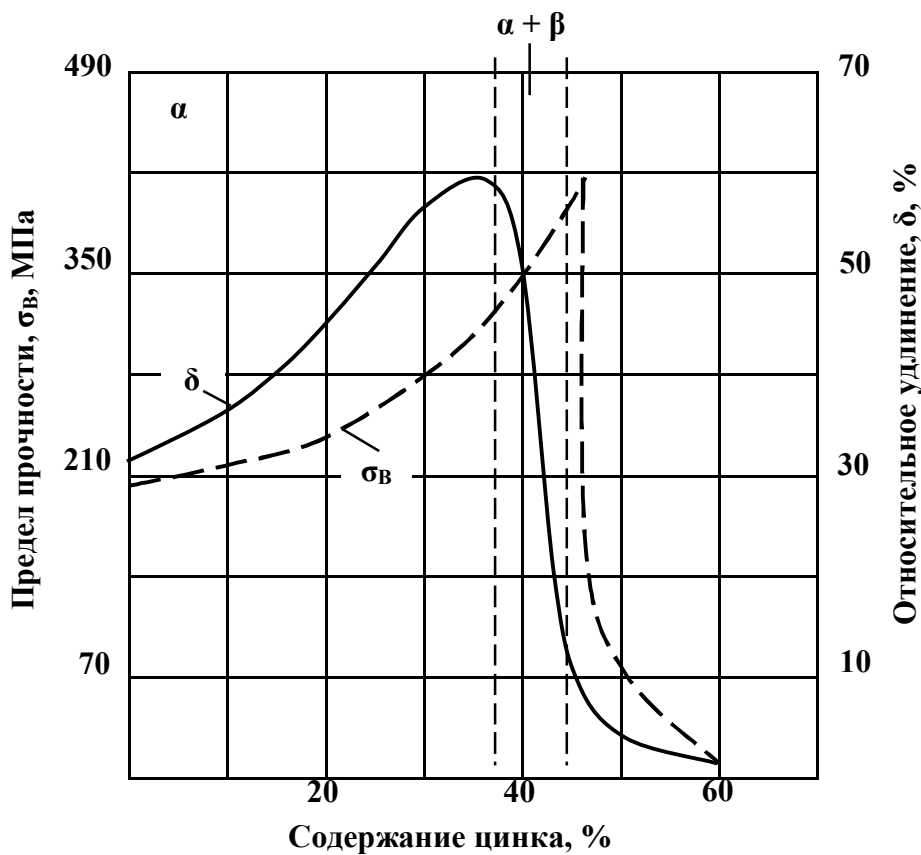


Рис. 78. Механические свойства литых латуней в зависимости от содержания цинка

Наиболее частыми примесями в латунях являются железо, висмут, свинец, сурьма, мышьяк, фосфор. Железо в небольших количествах не влияет на механические свойства. Висмут оказывает вредное влияние не только на механические, но и на технологические свойства. Указанные примеси допустимы только в ограниченных количествах. Сурьма в латунях также является вредной примесью. Она имеет очень малую растворимость в  $\alpha$  – фазе и при содержании 0,1 % Sb выпадает по границам зёрен в виде химического соединения  $\text{Cu}_2\text{Sb}$ .

**Однофазные деформируемые латуни** маркируются буквой Л и числом, показывающим среднее содержание меди (Л90, Л70 и др.) В более сложных латунях легирующие элементы обозначаются буквами русского алфавита. Следующая за буквой цифра обозначает количество легирующего элемента в %. При этом первая буква – Л- латунь. Следующее за буквой «Л» число – содержание меди. Содержание цинка в деформируемых латунях не указывается. Легирующие элементы в медных сплавах (латунях и бронзах) обозначаются следующим образом: А – алюминий, Ж – железо, Н – никель, Мц – марганец, О – олово, С – свинец, К – кремний, Мш – мышьяк, Ти – титан, Ср – серебро, Мг – магний, Ви – висмут, В – вольфрам, Гл – галлий, Гф – гафний, Г – германий, Кд – кадмий, Ц – церий. Например: ЛС59-1 (59 % Cu, 1 % Pb, остальное Zn). Из деформируемых латуней изготавливают трубы, прутки, лист, ленту, фольгу, поковки, штамповки, проволоку.

Все латуни, обрабатываемые давлением, обычно делят на двойные и многокомпонентные.

**Двойные латуни** обладают достаточной прочностью, хорошей пластичностью в холодном и горячем состоянии. Эти латуни выпускают следующих марок: Л96, Л90, Л85, Л80, Л70, Л68, Л63, Л60. Все они, кроме Л60, являются однофазными. Наибольшее применение имеют латуни, содержащие более 68 % меди. Латуни марок Л96, Л90, Л85 называют **томпаками**, имеют цвет золота и применяют для изготовления ювелирных изделий и украшений. Латуни Л68 и Л70 используют для производства патронных и снарядных гильз, Л63 – для изготовления крепёжных изделий.

**Многокомпонентные латуни** обычно легируют алюминием, никелем, оловом, свинцом, мышьяком. Алюминий, никель, олово и кремний повышают прочность, коррозионную стойкость, улучшают антифрикционные свойства. Железо измельчает зерно, повышает твёрдость латуней. Марганец повышает жаростойкость. Свинец улучшает обработку латуней резанием. Мышьяк предохраняет латуни от обесцинкования.

Алюминиевые латуни обладают повышенными механическими свойствами, коррозионной стойкостью, хорошей обрабатываемостью давлением в горячем и холодном состоянии (исключение – ЛАН59-3-2 – только в горячем). Латунь ЛА85-0,5 имеет высокую коррозионную стойкость в атмосферных условиях, хорошую обрабатываемость волочением. Применяется для изготовления украшений. Латунь ЛА77-2 устойчива к коррозии в морской воде и применяется для изготовления конденсаторных

труб. Латунь ЛАН59-3-2 применяется в судостроении, в электрических машинах для изготовления прочных и химически стойких деталей.

Латунь ЛЖМц59-1-1 обладает высокой коррозионной стойкостью в атмосфере и морской воде, хорошими антифрикционными свойствами. Из неё изготавливают детали для авиалайнеров, вкладыши подшипников.

Особое место занимает латунь ЛАНКМц75-2-2,5-0,5-0,5. Она упрочняется закалкой и последующим старением. В закалённом состоянии эта латунь обладает высокой пластичностью, а после старения – высокой прочностью и упругостью. Из неё изготавливают манометрические трубки и пружины точных приборов.

Латунь ЛН65-5 обладает повышенными механическими и коррозионными свойствами, обрабатывается давлением в горячем и холодном состоянии. Из неё изготавливают конденсаторные трубки в морском судостроении.

Марганцовистые латуни имеют хорошие механические, технологические, коррозионные свойства в морской воде, хлоридах, перегретом паре, обрабатываются давлением в холодном и горячем состоянии.

Латуни ЛМц58-2 и ЛМцА57-3-1 применяются в судостроении и для изготовления крепежа.

Оловянные латуни обладают высокой коррозионной стойкостью в пресной и морской воде, обрабатываются давлением в холодном и горячем состоянии (кроме ЛО62-2). Латуни ЛО90-1, ЛО70-1, ЛО-62-1, ЛО60-1, ЛОМц70-1-0,05 применяются в основном для изготовления конденсаторных трубок и другой теплотехнической аппаратуры в морском судостроении.

Свинцовые латуни обладают высокими антифрикционными свойствами, хорошей обрабатываемостью резанием. Латуни ЛС74-3, ЛС63-3, ЛС64-2 применяются в часовой промышленности, а латуни ЛС60-1, ЛС59-1 – для изготовления зубчатых колёс, втулок, крепёжных изделий.

Кремнистые латуни типа ЛК80-3 хорошо обрабатываются давлением и применяются для изготовления коррозионно-стойких деталей различных машин.

**Литейные латуни** поставляются в виде чушек и служат для получения латуней определённых марок, а также для получения фасонных отливок. В марках сложных литейных латуней содержание легирующих элементов указывается непосредственно за их буквенным обозначением. Например: ЛЦ40Мц3А содержит  $\approx 40\%$  Zn,  $\approx 3\%$  Mn,  $\approx 1\%$  Al.

В качестве легирующих добавок используются те же элементы, которые входят в состав латуней, обрабатываемых давлением. По сравнению с последними литейные латуни содержат больше цинка и других металлов. Вследствие малого интервала кристаллизации латуни обладают хорошими литейными свойствами. Ниже приводятся примеры литейных латуней и области их применения.

Латунь ЛЦ16К4 применяется для деталей, работающих в морской воде; ЛЦ14К3С3 – для подшипников и втулок; ЛЦ35НЖА – для арматуры, работающей в воде, на воздухе, масле, жидком топливе при температуре до 250 °С; ЛЦ40Мц1,5 – для силовых деталей в авиации, подшипников; ЛЦ40Мц3Ж – для ответственных деталей и арматуры морских судов, работающих до 300 °С, а также крупных деталей (гребные винты, лопасти и т.д.); ЛЦ23А6Ж3Мц2 – для тяжело нагруженных винтов, гаек и т.д.

**Термическая обработка и механические свойства латуней.** Латунь подвергается отжигу, который в зависимости от температуры его проведения может быть:

- полным – выше температуры рекристаллизации (для латуни  $t_p$  350-370°С) при 450-700 °С;
- низким -  $\approx 300$  °С.

Полный отжиг применяется как промежуточная операция для повышения пластичности; низкий – для снятия или уменьшения остаточных напряжений.

Характерные свойства для  $\alpha$  – латуней:  $\sigma_B \approx 300$  МПа,  $\delta \approx 40$  %; для  $\alpha + \beta$  латуней:  $\sigma_B \approx 350$  МПа,  $\delta \approx 20$  %.

Как правило, латуни закалке не подвергаются, хотя она возможна для сплавов, содержащих более 39 % Zn. Вместе с тем, ГОСТ 17711-80 кроме химического состава регламентирует и механические свойства:  $\sigma_B$  - от 146 до 705 МПа,  $\delta$  - от 6 до 20 %, НВ – от 587 до 1600 МПа. Наибольшие значения предела прочности могут быть получены только в результате закалки и последующего старения. Как мы уже отмечали, имеется такая марка латуни ЛАНКМц75-2-2,5-0,5-0,5. После закалки от 820 °С и старения при 450 °С (2 ч) она имеет  $\sigma_B \approx 700$  МПа,  $\delta \approx 25$  %.

**Бронзы.** Бронзами называются сплавы на основе меди, в которых в качестве добавок используют олово, алюминий, кремний, бериллий, свинец, хром и другие элементы. Цинк в бронзах не является основным легирующим элементом. По главному легирующему элементу различают бронзы оловянные, свинцовые, алюминиевые, кремнистые, бериллиевые и др. Бронзы обладают хорошими литейными свойствами, хорошо обрабатываются давлением и резанием. Большинство бронз отличаются высокой коррозионной стойкостью.

По технологическому признаку, как и латуни, бронзы делят на деформируемые и литейные.

В обозначении марок бронз принята та же система, что и у латуней, только в начале проставляются буквы «Бр» - бронза. Обозначения легирующих элементов и отличия в марках деформируемых и литейных сплавов у бронз такие же, как и у латуней. Например, деформируемая бронза БрАЖН10-4-4 содержит 10 % алюминия, 4 % железа и 4 % никеля, а литейная бронза БрО3Ц7С5Н1 – 3 % олова, 7 % цинка, 5 % свинца, 1 % никеля.

**Оловянные бронзы.** Диаграмма состояния системы «медь-олово» (рис. 79) характеризуется сравнительно большим температурным интервалом между линиями ликвидуса и солидуса. Поэтому особенностью двухкомпонентных оловянных бронз являются повышенная склонность к ликвации, низкая жидкотекучесть и рассеянная пористость.

Предельная растворимость олова в меди составляет 13,5 %. Учитывая склонность сплавов системы Cu-Sn к неравновесной кристаллизации, при обычных условиях охлаждения область  $\alpha$  – твёрдого раствора сужается (пунктирные линии). Уже при содержании олова 5-6 % в структуре появляется  $(\alpha + \delta)$  – эвтектид, в котором  $\delta$  – фаза представляет собой твёрдое и хрупкое электронное соединение  $Cu_3Sn_8$ . С появлением  $\delta$  – фазы снижаются пластичность и вязкость сплавов. Бронзы с содержанием олова более 12 % из-за повышенной хрупкости не применяются.

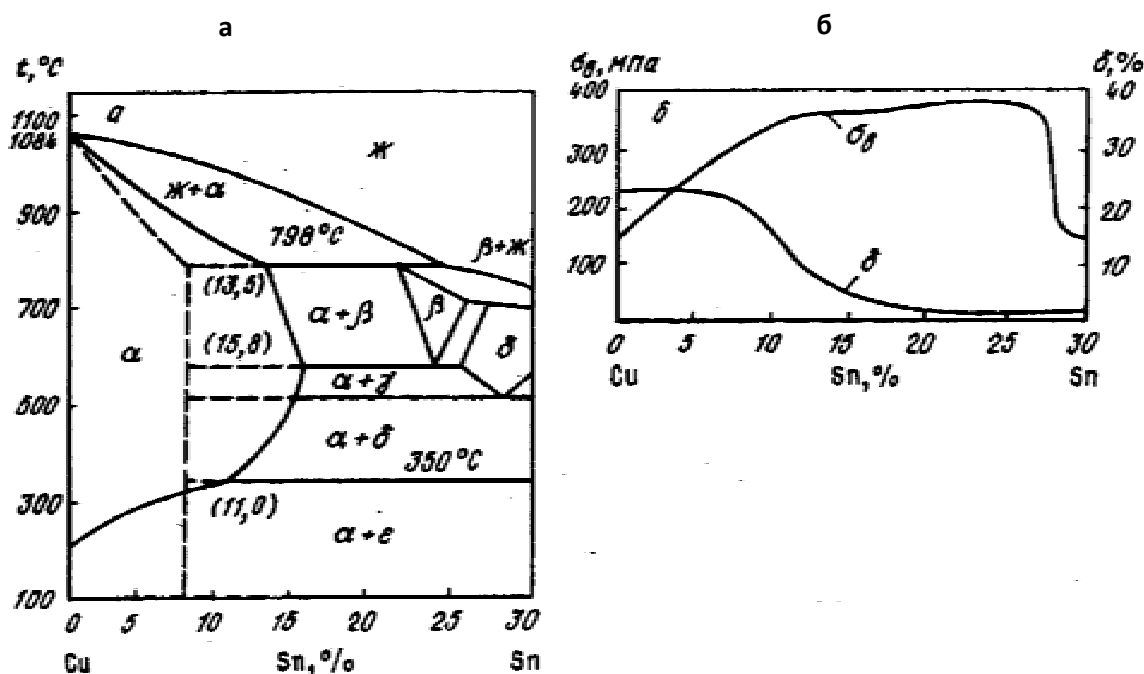


Рис. 79. Диаграмма состояния системы Cu – Sn (а) и зависимость механических свойств оловянной бронзы от содержания олова (б)

**Деформируемые оловянные бронзы** содержат 3-7 % олова, до 5 % цинка и свинца, до 0,4 % фосфора (БРОФ4-0,25, БрОФ6,5-0,15, БрОЦ4-3, БрОЦ4-2,5, БрОФ2-0,25 и др.). Они состоят из однородного твёрдого раствора и после отжига имеют однофазную структуру. Благодаря хорошей пластичности, они легко подвергаются обработке давлением и поставляются в виде прутков, труб и ленты. Этот вид бронз используется также для изготовления различных деталей с высокими упругими свойствами. Их прочность  $\sigma_B = 320-350$  МПа при относительном удлинении  $\delta = 30-50$  %.

**Литые оловянные бронзы** с цинком и свинцом (БрО5Ц5С5, БрО6Ц6С2) имеют высокие литейные свойства: малую объёмную усадку



(менее 1 %) и хорошую жидкотекучесть. Из бронзы изготавливают сложные отливки, в частности, художественное литьё.

Высокая коррозионная стойкость позволяет использовать литейные бронзы в качестве арматуры, работающей в агрессивных средах. Наличие включений твёрдого эвтектоида обеспечивает высокую стойкость против истирания, а мягкие частицы облегчают «приработку» и образуют на поверхности мельчайшие каналы, по которым может циркулировать смазка. Поэтому бронзы, содержащие 9-10 % Sn (например, БрО10Ф1), являются одним из лучших антифрикционных материалов и применяются для изготовления подшипников, шестерён, червячных передач. Для улучшения антифрикционных свойств в состав бронз также вводят свинец.

Литые оловянные бронзы имеют предел прочности  $\sigma_B = 170-200$  МПа при относительном удлинении  $\delta = 5-10$  %.

**Алюминиевые бронзы.** Медь образует с алюминием широкую область  $\alpha$  – твёрдых растворов замещения с кристаллической решеткой ГЦК, а также  $\beta$  – фазу на базе электронного соединения  $Cu_3Al$ .  $\beta$  – фаза претерпевает эвтектоидное превращение при  $565^\circ C$  по реакции  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$  (рис. 80).

Сплавы, содержащие до 9 % Al, однофазные и состоят только из  $\alpha$  – твёрдого раствора алюминия в меди. Увеличение содержания алюминия приводит к появлению в структуре эвтектоида ( $\alpha + \gamma_2$ ), в котором  $\gamma_2$  представляет собой твёрдое и хрупкое электронное соединение  $Cu_{32}Al_{19}$ . Гетерогенная структура, состоящая из мягкой основы  $\alpha$  – твёрдого раствора и твёрдых дисперсных включений эвтектоида, обеспечивает высокие антифрикционные свойства алюминиевых бронз, которые применяются для изготовления деталей, работающих в условиях трения.

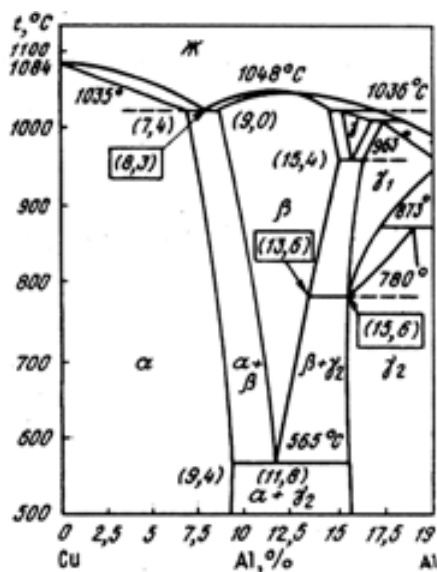


Рис. 80. Диаграмма состояния системы Cu – Al

Однофазные алюминиевые бронзы, например, БрАЖ9-4, характеризуются высокой пластичностью. Их используют для глубокой штамповки. Двухфазные бронзы подвергают горячей обработке давлением (БрАЖН10-4-4) или используют в виде фасонного литья (БрА10ЖЗМц2).

Согласно диаграмме состояния, алюминиевые бронзы могут подвергаться термической обработке – улучшению. При нагреве до температуры около 900 °С они приобретают однофазное строение β – твёрдого раствора, который в результате закалки переходит в игольчатую (пластинчатую) структуру, подобную мартенситной. Отпуск позволяет в широких пределах менять свойства алюминиевых бронз.

Алюминиевые бронзы по коррозионной стойкости в морской воде и тропической атмосфере превосходят оловянные бронзы и латуни и конкурируют в этом отношении с хромоникелевыми аустенитными коррозионно-стойкими сталями.

Дополнительное легирование алюминиевых бронз железом (до 5,5 %), марганцем (до 2 %) и никелем (до 5,5 %) повышает их механические свойства; введение никеля кроме того увеличивает жаропрочность и сопротивляемость коррозии. Например, бронза марки БрАЖН10-4-4 после закалки от 980 °С и старения (отпуска) при 400 °С в течение 2 ч имеет механические свойства:  $\sigma_B = 735-815$  МПа,  $\delta = 9-15$  %,  $\psi = 11$  %, НВ 1760-2250 МПа. Для сравнения: после отжига при 700-750 °С  $\sigma_B = 650$  МПа,  $\delta = 40$  %, НВ 1670-1960 МПа.

Алюминиевые бронзы применяют для изготовления нагруженных деталей, работающих в условиях повышенного нагрева, износа и коррозионного воздействия среды. Из них изготавливают фрикционные шестерни, зубчатые колёса, втулки, краны, детали водяных и паровых турбин.

**Кремнистые бронзы.** Кремнистые бронзы обычно содержат до 3 % Si, часто их дополнительно легируют никелем или марганцем. В соответствии с диаграммой состояния (рис.81) растворимость кремния в меди составляет 5,3 % при 842 °С. С понижением температуры растворимость снижается. Добавки марганца ещё больше уменьшают растворимость кремния. Кремнистые бронзы обладают хорошими литейными свойствами. Их обычно используют в качестве заменителя оловянных бронз, например БрКЦ4-4 может заменить БрОЦС5-5-5. Уступая оловянной бронзе по величине усадки, она имеет более высокие механические свойства, плотность отливок и коррозионную стойкость.

Бронза БрКМц3-1 хорошо обрабатывается давлением в горячем и холодном состоянии, хорошо сваривается, обладает высокими литейными свойствами. Она рекомендована в качестве заменителя оловянных бронз: в некоторых случаях может заменять дорогую бериллиевую бронзу.

**Свинцовые бронзы.** Свинец практически нерастворим в меди. После затвердевания сплав состоит из кристаллов меди, перемежающихся

включениями свинца. Благодаря такой структуре бронза БрС30 имеет высокие антифрикционные свойства, что позволяет использовать её взамен оловянных бронз для подшипников скольжения. Высокая теплопроводность бронзы БрС30 позволяет эффективно отводить тепло из зоны трения.

Свинцовая бронза имеет невысокие механические свойства ( $\sigma_B = 70$  МПа,  $\delta = 4\%$ ). Для повышения надёжности вкладышей подшипников тонкий слой бронзы наплавляют на основу из стальной ленты.

Повышение механических свойств достигается легированием свинцовой бронзы небольшими добавками цинка и олова (например, БрО4Ц4С17).

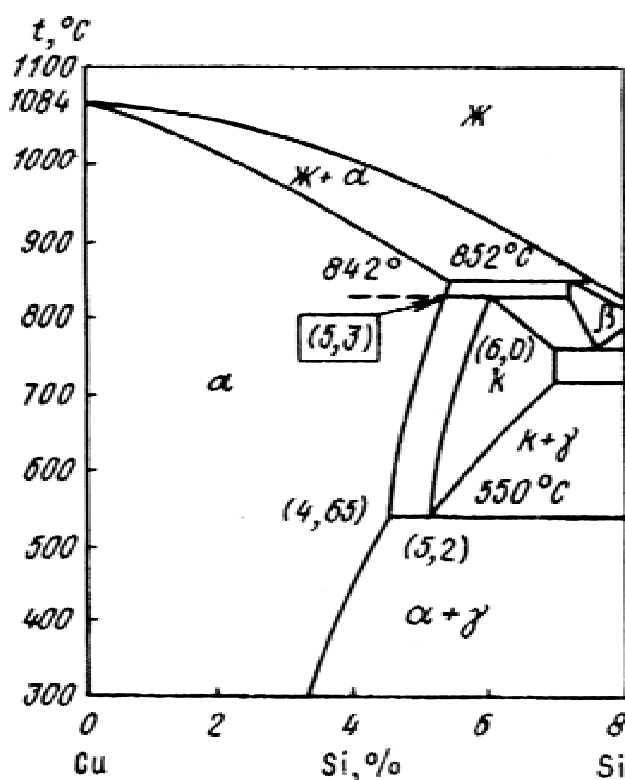


Рис. 81. Диаграмма состояния системы Cu-Si

**Бериллиевые бронзы.** Медь образует с бериллием  $\alpha$  – твёрдые растворы замещения с решёткой ГЦК. С понижением температуры растворимость бериллия в меди падает с 2,7 % при 886 °С до 0,2 % при 300 °С (рис. 82). Использование переменной растворимости позволяет достичь значительного упрочнения при термической обработке. Бронзу нередко легируют также никелем и титаном – БрБНТ1,9 и БрБНТ1,7. Наибольшее распространение получила бериллиевая бронза марки БрБ2, которая после закалки от 800 °С в воде имеет структуру однородного твёрдого раствора и малую прочность ( $\sigma_B \approx 500$  МПа) при высокой пластичности ( $\delta \approx 30\%$ ). В результате старения при 300 – 350 °С из

пересыщенного  $\alpha$  - твёрдого раствора выделяются дисперсные частицы  $\gamma$  - фазы (CuBe). Дисперсионное твердение резко увеличивает прочностные свойства:  $\sigma_B \approx 1200$  МПа при  $\delta \approx 4$  %. Упрочнению при старении способствует предварительный наклеп бронзы. После закалки, холодной пластической деформации с обжатием 30 % и старения прочность возрастает до  $\sigma_B = 1400$  МПа при  $\delta \approx 2$  %.

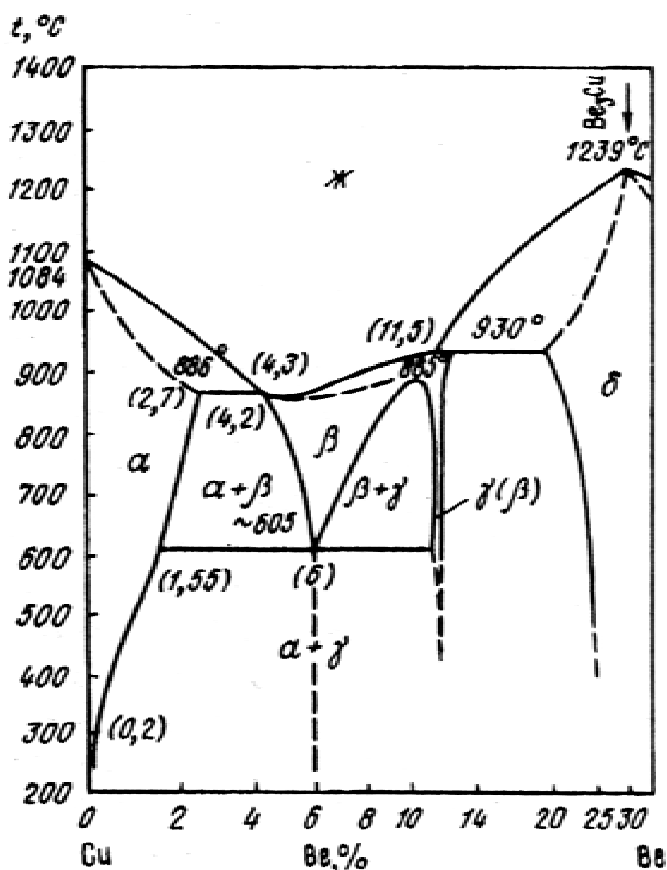


Рис. 82. Диаграмма состояния системы Cu-Be

Благодаря более высокому уровню временного сопротивления и предела упругости по сравнению с другими медными сплавами бериллиевые бронзы находят применение для изготовления пружин, мембран, пружинящих контактов. Инструменты из бериллиевой бронзы не дают искр, поэтому их применяют при производстве взрывчатых веществ.

Бериллиевые бронзы хорошо сопротивляются коррозии, технологичны при сварке и обработке резанием. В связи с высокой сопротивляемостью истиранию они используются для изготовления деталей, работающих на износ.

Широкое применение бериллиевых бронз ограничивается высокой стоимостью бериллия.

## 8.2. Титан и его сплавы

Титан серебристо-белый металл с плотностью  $4,5 \text{ г/см}^3$ , температурой плавления  $1660 \text{ }^\circ\text{C}$ . Титан имеет две полиморфные модификации:  $\alpha$  – титан с гексагональной плотноупакованной решёткой с периодами  $a = 0,296 \text{ нм}$ ,  $c = 0,472 \text{ нм}$  и высокотемпературную модификацию  $\beta$  – титан с кубической объёмно-центрированной решёткой с периодом  $a = 0,332 \text{ нм}$  при  $900 \text{ }^\circ\text{C}$ . Температура полиморфного  $\alpha \leftrightarrow \beta$  превращения –  $882 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Титан обладает исключительно высокой коррозионной стойкостью, приближаясь в этом отношении к благородным металлам. Коррозионная стойкость титана объясняется быстрым образованием тонкой, но прочной рутиловой плёнки ( $\text{TiO}_2$ ), которая прекращает дальнейший процесс окисления металла. Титан стоек в тех средах, которые не разрушают защитную оксидную плёнку или способствует её образованию. Титан хорошо сопротивляется коррозии в пресной и морской воде. Нестоек в плавиковой, соляной, серной, ортофосфорной, щавелевой и уксусной кислотах.

Титан устойчив против кавитации и коррозии под напряжением.

При температуре выше  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  титан и его сплавы легко окисляются, поглощая водород, который вызывает охрупчивание. При температуре выше  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  титан энергично поглощает, кроме водорода, кислород и азот.

Титан и его сплавы хорошо обрабатываются давлением и свариваются, но плохо поддаются резанию. Особенностью титана являются его низкая электропроводность и теплопроводность.

Механические свойства титана зависят от его чистоты. Технически чистый титан марки ВТ1-00 содержит не более  $0,4 \%$  примесей, ВТ1-0 не более  $0,55 \%$ , ВТ1 – не более  $0,1 \%$  (см. табл. 22).

Таблица 22

Механические свойства технического титана

Марка	Механические свойства					
	НВ, МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	KCU, МДж/м <sup>2</sup>
ВТ1-00	1160-1430	300-450	$\geq 30$	$\geq 60$	250-380	1,6-2,0
ВТ1-0	1310-1630	400-550	$\geq 30$	$\geq 60$	300-420	1,2-1,5
ВТ1	1070	220-260	50-60	70-80	120-170	2,5

Большое влияние на свойства титана оказывает пластическая деформация (рис. 83). Для снятия наклёпа проводится отжиг. Наилучшее сочетание свойств достигается отжигом при  $650-750 \text{ }^\circ\text{C}$ .

**Сплавы титана** по сравнению с техническим титаном имеют более высокую прочность и жаропрочность, сохраняя при этом высокую пластичность и коррозионную стойкость. По влиянию на полиморфное превращение титана легирующие элементы делятся на четыре группы:  $\alpha$  –

стабилизаторы, изоморфные  $\beta$  – стабилизаторы, эвтектоидообразующие  $\beta$  – стабилизаторы, нейтральные элементы (рис. 84).

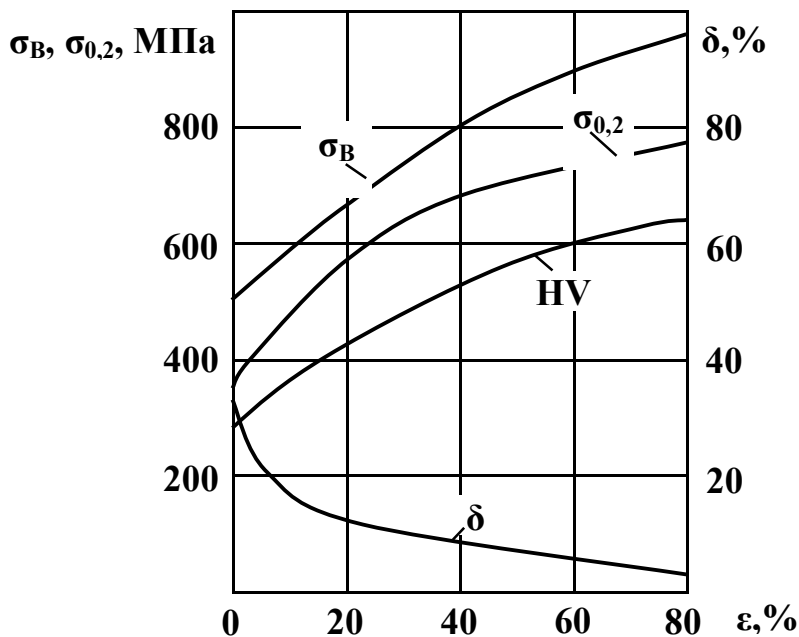


Рис.83. Влияние холодной пластической деформации на свойства технического титана

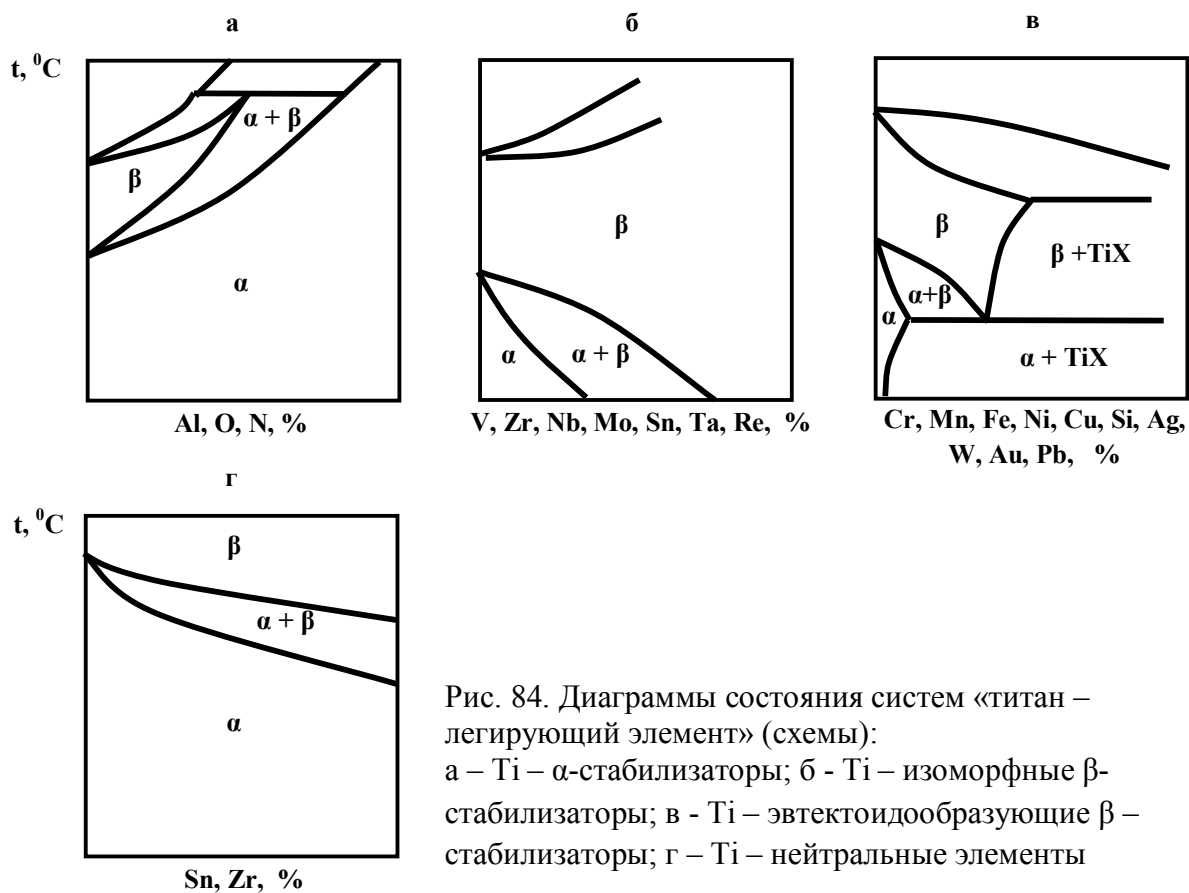


Рис. 84. Диаграммы состояния систем «титан – легирующий элемент» (схемы):  
 а – Ti –  $\alpha$ -стабилизаторы; б - Ti – изоморфные  $\beta$ -стабилизаторы; в - Ti – эвтектоидообразующие  $\beta$  – стабилизаторы; г – Ti – нейтральные элементы

По структуре после отжига титановые сплавы делятся на  $\alpha$  – сплавы, ( $\alpha + \beta$ ) – сплавы мартенситного класса, ( $\alpha + \beta$ ) – сплавы переходного класса, псевдо -  $\beta$ – сплавы. Псевдо -  $\alpha$  – сплавы содержат менее 5 %  $\beta$  – фазы, а псевдо –  $\beta$  – сплавы очень небольшое количество  $\alpha$  – фазы. Двухфазные ( $\alpha + \beta$ ) – сплавы и псевдо –  $\beta$  – сплавы способны к упрочнению путём закалки и искусственного старения. После закалки в зависимости от содержания  $\beta$  – стабилизаторов может образовываться мартенсит (пересыщенная  $\alpha$  – фаза) и неустойчивая  $\beta$  – фаза. Мартенсит в титановых сплавах не обладает повышенной прочностью по сравнению с равновесной  $\alpha$  – фазой. Упрочнение происходит при искусственном старении за счёт выделения мелкодисперсных частиц  $\alpha$  – фазы при распаде мартенсита неустойчивой  $\beta$  – фазы. В зависимости от химического состава закалка производится от температуры 700 - 900 °С, а старение при 420-600 °С.

В табл. 23 приведены марки основных промышленных титановых сплавов, их состав и механические свойства.

Титан и его сплавы нашли применение в ракетно-космической технике и авиации (обшивка фюзеляжа и крыльев сверхскоростных самолётов, панели и шпангоуты ракет, диски и лопатки турбин), в судостроении, в химической и целлюлозно-бумажной промышленности и др. отраслях.

### 8.3. Алюминий и его сплавы

Алюминий – металл серебристо-белого цвета, не имеет полиморфных превращений, обладает решёткой гранцентрированного куба с периодом  $a=0,4041$  нм. Температура плавления алюминия 660 °С, плотность 2,7 г/см<sup>3</sup>, удельное электросопротивление  $\rho = 2,1 \times 10^{-6}$  Ом·см, предел прочности в зависимости от чистоты  $\sigma_B = 50 - 90$  МПа, относительное удлинение  $\delta = 25-45$  %, твёрдость НВ – 250-280 МПа.

Алюминий обладает большой химической активностью, следствием чего является возможность его самовозгорания на воздухе даже при комнатной температуре. В действительности изделия из алюминия и его сплавов не самовозгораются только благодаря образованию на их поверхности тончайшей оксидной плёнки ( $\approx 0,001$  мм), которая надёжно защищает основную массу металла. Чем чище алюминий, тем выше его коррозионная стойкость.

Маркируется алюминий буквой А и числом, зависящим от количества примесей.

Различают алюминий особой чистоты – А999 (99,999%Al), высокой чистоты – А995 (99,995 % Al), А99 (99,99 % Al), А97 (99,97 % Al), А95 (99,95 % Al) и технической чистоты – А85, А8, А7, А6, А5, А0 (99,0 % Al).

Применение алюминия как конструкционного материала из-за низкой прочности нецелесообразно, однако:

- высокая пластичность позволяет осуществлять глубокую штамповку и прокатку до толщины 0,005 мм – фольга;

## Состав и свойства основных промышленных титановых сплавов

Группы сплавов	Марка сплава	Средний химический состав, % (по массе)	Механические свойства		
			$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$
			МПа		%
$\alpha$ - сплавы	BT1-00	Нелегированный титан	-	-	-
	BT1-0	То же	-	-	-
	BT5	Ti-5Al	700-950	660-850	10-15
	BT5-1	Ti-5Al-2,5Sn	750-950	650-850	10-15
Псевдо- $\alpha$ -сплавы ( $K_p < 0,25$ )	OT4-0	Ti-0,8Al-0,8Mn	-	-	-
	OT4-1	Ti-1,5Al-1Mn	600-750	470-650	20-40
	OT4	Ti-3,5Al-1,5Mn	700-900	550-650	12-20
	BT20	Ti-6Al-2Mo-1V-1Zr	950-1150	850-1000	8
$(\alpha+\beta)$ -сплавы мартенситного класса ( $K_p=0,3-0,9$ )	BT6C	Ti-5Al-4V	-	-	-
	BT6	Ti-6Al-4,5V	1100-1150	1000-1050	14-16
	BT14	Ti-4,5Al-3Mo-1V	1150-1400	1080-1300	6-10
	BT16	Ti-2,5Al-5Mo-5V	1250-1450	1100-1200	4-6
$(\alpha+\beta)$ -сплавы переходного сплава	BT22	Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr	1100-1500		9
	BT22И	Ti-2,5Al-8,5Mo-8,5V-1,2Fe-1,2Cr			
	BT30	Ti-3Al-7Mo-11Cr			
Псевдо- $\beta$ -сплавы ( $K_p=1,5-2,4$ )	BT35	Ti-3Al-1,5Mo-15V-3Sn-3Cr	1300-1800		4
	BT32	Ti-2,5Al-8,5Mo-8,5V-1,2Fe-1,2Cr			
	BT-15	Ti-3Al-7Mo-11Cr			
$\beta$ -сплавы	4201	Ti-33Mo			

Примечание к таблице:

$K_p$  – коэффициент стабилизации  $\beta$  – фазы.

$$K_p = C/C_{KP}, \text{ где}$$

$C$  – содержание  $\beta$  – стабилизирующего элемента в двойном титановом сплаве;

$C_{KP}$  – его содержание в сплаве критического состава, закаливаемого на 100%  $\beta$  – фазы.

В случае легирования несколькими  $\beta$  – стабилизирующими элементами:

$$K_p = C_1/C_{KP1} + C_2/C_{KP2} + \dots + C_n/C_{KPn}$$

- высокая электропроводность (65 % от меди) позволяет использовать как проводниковый материал. Провод из алюминия равной электропроводности легче, чем из меди;

- высокая коррозионная стойкость позволяет использовать для бытовых целей – посуда, контейнеры для транспортировки и хранения продуктов питания.

**Алюминиевые сплавы.** Промышленные алюминиевые сплавы делят на три группы – деформируемые (применяемые в прессованном, катаном или ковном состояниях), литейные и получаемые методом порошковой металлургии.



Схема типовой диаграммы «алюминий - легирующий элемент» (рис. 85) показывает, что деформируемые сплавы в свою очередь делятся на неупрочняемые и упрочняемые термической обработкой. Границей между деформируемыми и литейными сплавами является максимальная растворимость легирующего элемента и появление в структуре эвтектики. Наличие эвтектики заметно снижает пластичность, но в то же время резко повышает жидкотекучесть.

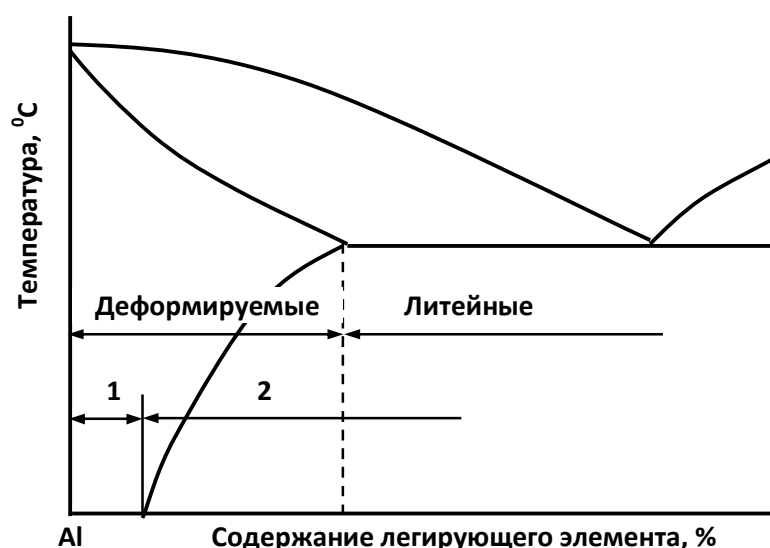


Рис. 85. Классификация алюминиевых сплавов по диаграмме состояния:  
 1 – сплавы, не упрочняемые термической обработкой;  
 2 – сплавы, упрочняемые термической обработкой

**Деформируемые алюминиевые сплавы.** Все деформируемые сплавы по способности упрочняться термической обработкой подразделяют на **неупрочняемые и упрочняемые термической обработкой**.

К деформируемым сплавам, **неупрочняемым термической обработкой**, относят сплавы систем Al-Mn (АМц) и Al-Mg (АМг1, АМг2, АМг3, АМг4, АМг5, АМг6). Указанные сплавы характеризуются сравнительно невысокой прочностью (например, сплав АМц в нагартованном состоянии имеет  $\sigma_B$  220 МПа, а в отожжённом состоянии только 130 МПа) и высокой пластичностью. Это определяет области их использования – главным образом для изделий, получаемых глубокой вытяжкой.

Растворимость марганца и магния в алюминии (рис. 86) при эвтектических температурах соответственно 2 и 15,7 %. Хотя в системе Al-Mn растворимость последнего меняется с понижением температуры, в реальных сплавах неизбежно загрязнение железом, и образуется тройное соединение  $Al_6(Mn,Fe)$ , нерастворимое в алюминии. Поэтому такие сплавы не могут быть подвергнуты упрочняющей термической обработке. Введение

марганца способствует не только повышению прочности алюминиевых сплавов, но и коррозионной стойкости. Забегая несколько вперёд, заметим, что многие другие алюминиевые сплавы содержат до 1 % марганца, главным образом для повышения коррозионной стойкости.

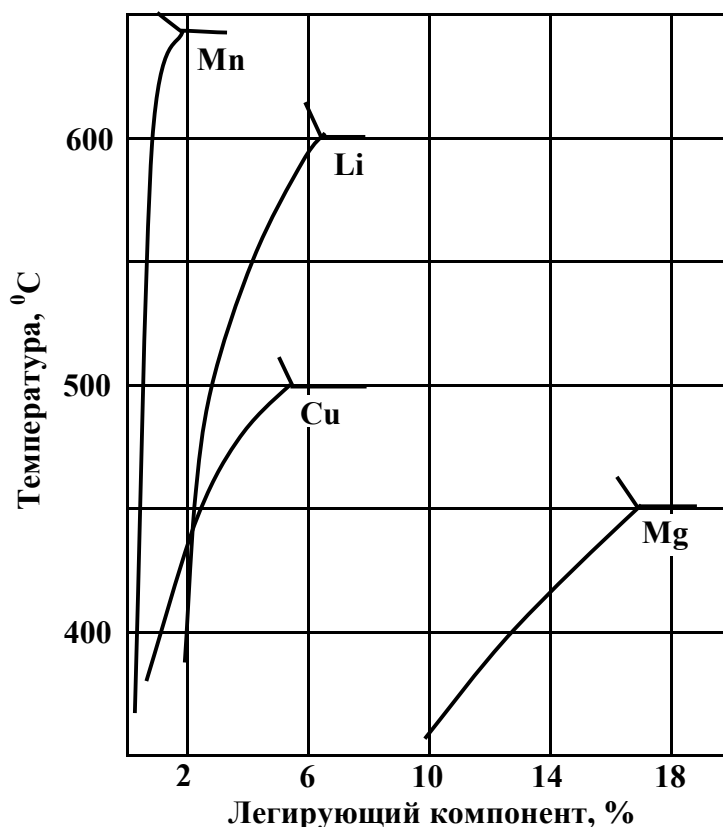


Рис.86. Растворимость некоторых элементов в алюминии

Магний снижает плотность алюминиевых сплавов (так как он легче алюминия), повышает прочность, не снижая пластичности. При содержании магния меньше 3 % повышается коррозионная стойкость. Составы и свойства некоторых деформируемых алюминиевых сплавов, неупрочняемых термической обработкой, приведены в табл. 24.

К деформируемым сплавам, **упрочняемым термической обработкой**, относят дуралюмины (Д1, Д16 и др.), высокопрочные (В95, В96), ковочные (АК6, АК8), сплавы пониженной плотности (ВАД23, О1420).

Наиболее распространёнными деформируемыми алюминиевыми сплавами являются **дуралюмины**. Они содержат (%): 2,5-5 Cu, 0,4-1,8 Mg, 0,4-0,9 Mn. Медь и магний вводят для упрочнения, марганец усиливает упрочняющий эффект и повышает коррозионную стойкость. Наибольшее упрочнение достигается после закалки и старения.

В дуралюминах системы Al-Cu-Mg могут образовываться или двойные соединения  $CuAl_2$  и  $Al_3Mg_2$ , или тройные  $Al_2MgCu$  (так называемая фаза S) и

Al<sub>6</sub>CuMg<sub>6</sub> (фаза T). На рис. 87 показано влияние соотношения разных фаз на прочность после закалки и старения.

Таблица 24

Химический состав (%) и свойства некоторых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов				Термическая обработка	Механические свойства		
	Cu	Mg	Mn	Прочие		σ <sub>B</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %
Деформируемые сплавы, неупрочняемые термической обработкой								
АМц	0,1	0,2	1,0-1,6	-	Отжиг	130	50	20
АМг2	0,1	1,8-2,0	0,2-0,6	-	То же	190	100	23
АМг5	0,1	5,8-6,8	0,5-0,8	0,02Ti 0,002- 0,005Be	То же	340	170	20
Деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой								
Д1	3,8-4,8	0,4-0,8	0,4-0,8	-	Закалка + старение	400	240	20
Д16	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	-	То же	440	330	18
В95	1,4-2,0	1,8-2,8	0,2-0,6	0,01- 0,25Cr 5,0-7,0Zn	То же	540	470	10
В96	2,0-2,6	2,3-3,0	0,3-0,8	8-9Zn	То же	750	720	7
АК6	1,8-2,6	0,4-0,8	0,4-0,8	0,7-1,2Si	То же	400	300	12
ВАД2 3	4,8-5,8	≤0,05	0,4-0,8	0,9-1,4Li 0,1-0,25Cd	То же	450	280	20
01420	-	5,0-6,0	-	1,0-2,3Li 0,09- 0,15Zr	То же	420	270	5
Литейные сплавы								
АК12 (АЛ2)	-	-	-	10-13Si	Литьё в землю Литьё в кокиль	180 220	80 90	6 5
АК9 (АЛ4)	-	0,17- 0,30	0,2-0,5	8-10,5Si	Литьё в землю + закалка и старение	260	200	4
АМ5 (АЛ19)	4,5-5,5	-	0,6-1,0	0,15- 0,35Ti	То же	300	250	3

С увеличением содержания меди в сплавах возрастает количество θ – фазы (CuAl<sub>2</sub>), оказывающей основное упрочняющее действие (дуралюмин Д1). Увеличение содержания магния приводит к росту количества фазы S и дополнительному повышению прочности (дуралюмин Д16).

Упрочняющая термическая обработка алюминиевых сплавов основана на изменении растворимости соединений в основном алюминиевом растворе. Для сплавов Al – Cu (рис. 88) - на изменении растворимости меди в алюминии (при комнатной температуре около 0,2 %; при эвтектической

температуре 548 °С – 5,7 %). Любой сплав, содержащий медь в указанных пределах, можно путём нагрева привести в однофазное состояние, а затем быстрым охлаждением зафиксировать это состояние.

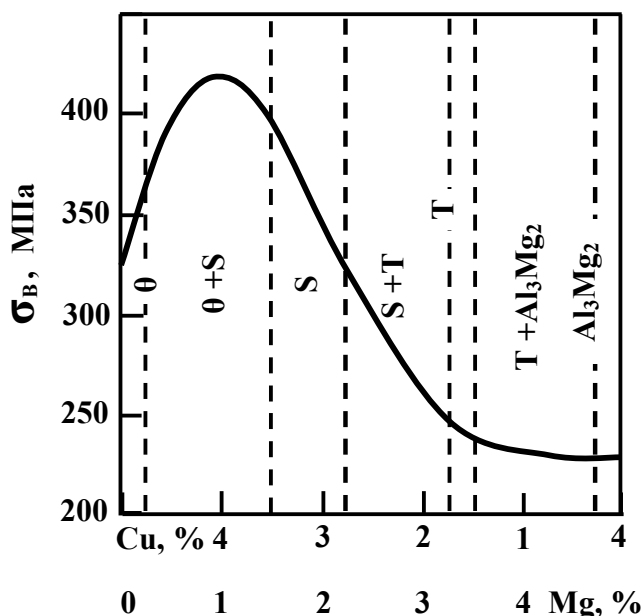


Рис. 87. Зависимость прочности дуралюминов от соотношения меди и магния при их постоянном суммарном содержании 5 %

Полученный таким образом твёрдый раствор является пересыщенным и неустойчивым, и в нём будет происходить перераспределение атомов меди (если в сплаве кроме меди присутствуют другие элементы, например Mn, Mg, то и этих элементов). В результате этого произойдёт выделение соединения  $CuAl_2$  (или других соединений), а в твёрдом растворе сохранится лишь то количество меди (или других компонентов), которое соответствует равновесному её содержанию. Этот процесс получил название «старение». Если указанный процесс протекает при комнатной температуре, то его называют «естественным старением», если при специальном нагреве – «искусственным старением».

Скорость старения существенно зависит от температуры (рис. 89). Повышение температуры ускоряет процесс, однако, достигаемая максимальная прочность становится ниже, чем выше температура старения.

При температуре ниже комнатной старение замедляется и при  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$  практически не происходит, а сохраняется закалённое состояние.

Состаренное состояние сплава является неустойчивым. Если кратковременно выдержать естественно состаренный алюминиевый сплав при  $200\text{-}300\text{ }^{\circ}\text{C}$ , то он разупрочняется, выделившиеся дисперсные частицы избыточной фазы растворяются и сплав получит свойства, характерные для свежезакалённого состояния.

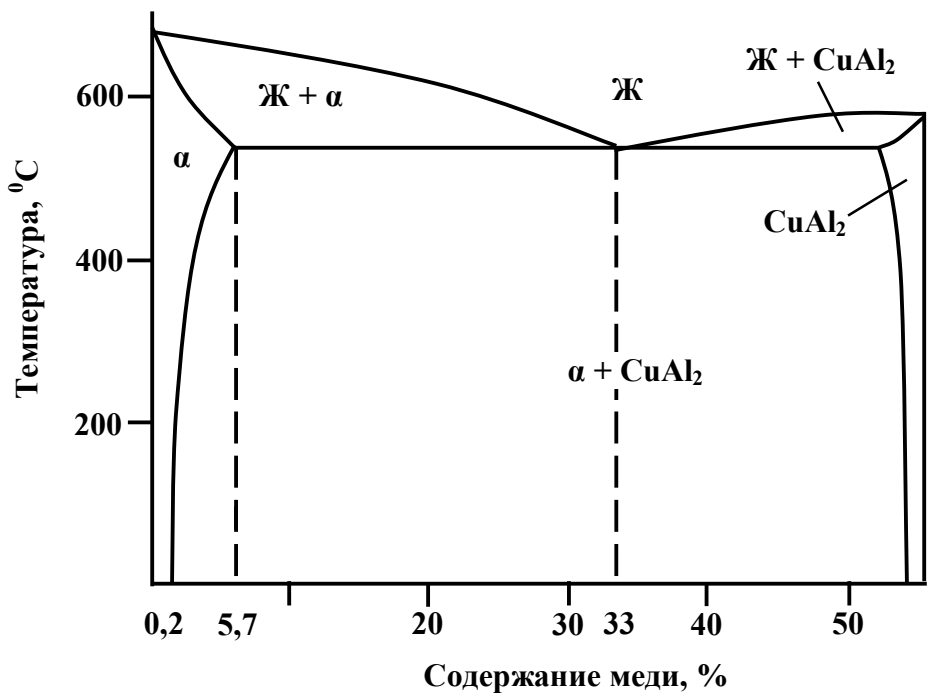


Рис. 88. Диаграмма состояния Al – Cu

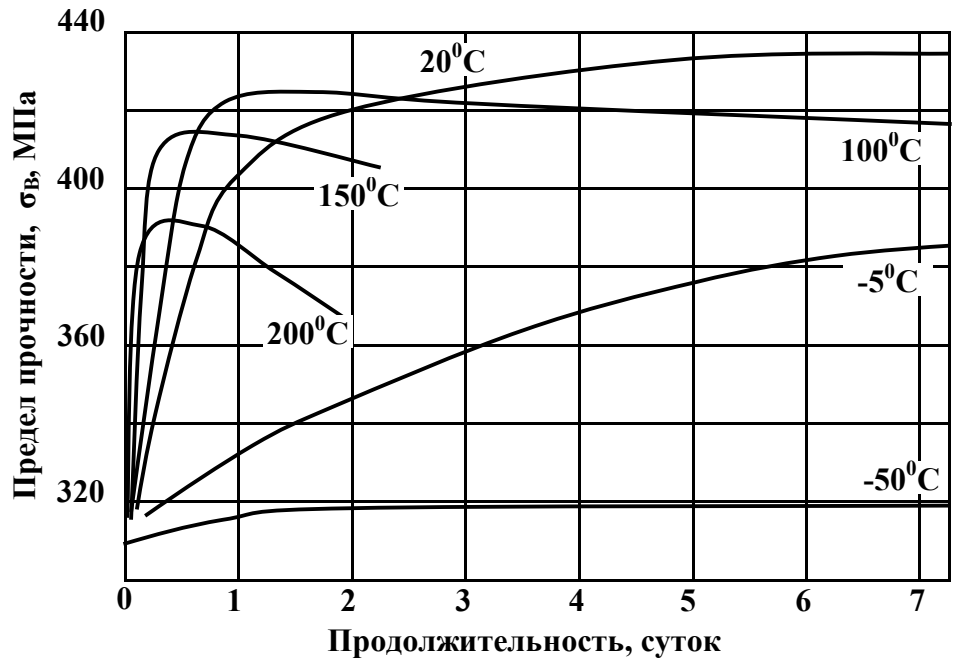


Рис. 89. Кривые старения дуралюмина при различных температурах

Механизм старения состоит в следующем. Начальный период характеризуется тем, что в пересыщенном твёрдом растворе атомы второго

компонента (меди), расположенные в свежезакалённом сплаве в случайных местах, собираются в определённых местах кристаллической решётки. В результате образуются зоны повышенной концентрации растворённого компонента, так называемые зоны Гинье-Престона (Г.П.). Атомы меди на этой стадии из твёрдого раствора не выделяются, но в местах повышенной её концентрации параметр кристаллической решётки иной, чем в обеднённых местах, что создаёт большие напряжения и приводит к повышению прочности и твёрдости. Дальнейшее развитие процесса старения заключается в увеличении зон Г.П. и повышении содержания в них меди до стехиометрического соотношения.

Принято первые маленькие зоны называть зонами Г.П.-1, а вторые, большие, зонами Г.П.-2, хотя принципиальной разницы между ними нет. Процесс старения, связанный с образованием зон Г.П., называют также «зонным старением», отмечая тем самым отличие от следующей стадии старения, которое по этой терминологии именуется «фазовым старением».

После образования зон Г.П.-2 повышение температуры или увеличение выдержки приводит к преобразованию этих зон в фазу, обозначаемую, как  $\theta'$ . Это уже выделения, т.е. новая фаза, которая имеет отличную решётку не только от твёрдого раствора, но и от стабильной  $\theta$  – фазы ( $\text{CuAl}_2$ ), и когерентно связана с маточным твёрдым раствором. При дальнейшем повышении температуры или выдержки  $\theta'$  – фаза превращается в стабильную  $\theta$  – фазу ( $\text{CuAl}_2$ ), и происходит её коагуляция.

В дуралюминах процесс зонного старения протекает при комнатной температуре и приводит к максимальному упрочнению (рис. 89); при температурах 100-150 °С зонное старение переходит в фазовое, но оно не приводит к достижению максимальной прочности. При ещё более высоких температурах (200 °С) происходит перерождение  $\theta'$  – фазы в  $\theta$  – фазу (или прямое образование  $\theta$  – фазы из твёрдого раствора), что даёт ещё меньшее упрочнение.

Дуралюмин марки Д1 подвергается закалке с температуры 495-510 °С и естественному старению в течение 96 ч.; дуралюмин марки Д16 – закалке от температуры 485-503 °С и естественному старению в течение 96 ч. или искусственному старению при температуре 185-195 °С в течение 68 ч.

Дуралюмины обладают пониженной коррозионной стойкостью. Для повышения коррозионной стойкости листы дуралюмина плакируют, т.е. покрывают слоем чистого алюминия и проводят совместную прокатку листов. Детали с этой же целью подвергают анодной поляризации в 10 % -м растворе серной кислоты.

Деформируемые алюминиевые сплавы на Al-Zn-Mg-Cu основе (типа В95, В96) имеют наиболее высокую прочность среди всех алюминиевых сплавов ( $\sigma_B = 500-750$  МПа), но невысокую пластичность ( $\delta = 7-10$  %). Эффект старения достигается за счёт выделения дисперсных фаз М ( $\text{MgZn}_2$ ) и Т ( $\text{AlZnMg}$ ). При высоком содержании цинка медь не участвует в старении, а сохраняется в твёрдом растворе, повышая относительное удлинение и

коррозионную стойкость. Сплавы этой системы легирования используются в самолётостроении для тяжелонагруженных деталей.

С целью снижения плотности (что очень важно в самолето- и ракетостроении) разработаны сплавы систем Al-Cu-Li (ВАД23) и Al-Mg-Li (01420), близкие по прочности к дуралюминам (табл. 24).

**Алюминиевые сплавы для поковок и штамповок** – АК1, АК6, АК8, АК4 подвергают закалке и старению: АК1 – естественному, остальные – искусственному при 150-165 °С, 4-12 ч.

**Литейные алюминиевые сплавы.** Наиболее высокие литейные свойства имеют сплавы эвтектического состава. Самыми распространёнными в связи с этим являются литейные сплавы с высоким содержанием кремния (более 5 %), называемые **силуминами**. Силумин марки АК12 (АЛ2) содержит 10-13 % кремния. Прочность силумина невелика ( $\sigma_B = 180$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 80$  МПа). При более высоких требованиях к прочностным свойствам применяют доэвтектические силумины с 4-10 % Si и добавками небольших количеств Zn, Cu, Mg, Mn и др. (АЛ4, АЛ9, АЛ34). Предел прочности АЛ34 достигает  $\sigma_B = 360$  МПа.

Силумины отличаются не только высокими литейными свойствами, а изготовленные из них отливки - высокой герметичностью. Двойные сплавы системы Al-Si (АЛ2) не упрочняются термической обработкой; единственным способом повышения механических свойств является модифицирование. Легированные силумины подвергаются закалке и старению, закалке или стабилизирующему отпуску.

Силумины обладают удовлетворительной коррозионной стойкостью. Детали защищают анодированием и лакокрасочными покрытиями. Обрабатываемость силуминов в отожжённом состоянии плохая, в термически упрочнённом – удовлетворительная.

Сплав АЛ2 рекомендуется для изготовления деталей, однако образование концентрированных усадочных раковин, характерных для сплавов с малым интервалом кристаллизации, вызывает трудности при литье крупногабаритных и сложных по форме деталей.

Сплавы АЛ4 и АЛ9 применяют для средних и крупных литых деталей ответственного назначения: корпусов компрессоров, картеров двигателей внутреннего сгорания, турбинных колёс, вентиляторов и т.п.

Сплав АЛ34 превосходит их по прочности на 25-50 %, отличается герметичностью, плохо обрабатывается резанием, обладает низкой жаропрочностью (рабочие температуры ниже 200 °С). Предназначен для литья корпусных деталей, сложных по конфигурации и работающих под большим давлением газа или жидкости.

Сплавы АЛ3 и АЛ5 системы Al-Si-Cu-Mg отличаются повышенной жаропрочностью. Детали из них могут длительно работать при температурах до 250-270 °С. Коррозионная стойкость этих сплавов понижена, детали следует анодировать или защищать лакокрасочными покрытиями. Сплав

АЛЗ используется для корпусов, арматуры и приборов, работающих до 275 °С, а сплав АЛ5 - для головок цилиндров двигателей воздушного охлаждения, деталей агрегатов и приборов, работающих при температурах не выше 250 °С.

Сплавы АЛ8, АЛ27, АЛ27-1 на основе системы Al-Mg обладают малой плотностью, высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях, морской воде, в щелочных растворах, агрессивных средах на основе азотной кислоты, в растворах хлористых солей. Коррозионная стойкость этих сплавов выше, чем у других литейных алюминиевых сплавов.

Сплавы системы Al-Mg хорошо обрабатываются резанием и полируются, однако обладают невысокими литейными свойствами.

Легирование сплавов системы Al-Mg бериллием (Be), титаном (Ti), цирконием (Zr) устраняет их склонность к окислению в процессе плавки и литья, способствует измельчению зерна и тормозит естественное старение, вызывающее у сплавов системы Al-Mg снижение вязкости, пластичности и повышение склонности к межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением из-за неравномерного распада пересыщенного твёрдого раствора по объёму зерна. Поэтому эти сплавы упрочняются только закалкой без последующего старения.

Недостатком этих сплавов является их низкая жаропрочность – уровень рабочих температур не должен превышать 80 °С.

Сплавы АЛ8, АЛ27, АЛ27-1 применяют для изготовления силовых деталей, работающих от -60 до +60 °С, а в ряде случаев они могут быть использованы вместо дефицитных бронз, латуней, коррозионно-стойких сталей для деталей, работающих в различных климатических условиях, включая воздействие морской воды и тумана.

#### 8.4. Магний и его сплавы

Магний – серебристо-белый металл, тускнеющий на воздухе вследствие образования на его поверхности оксидной плёнки. Магний не имеет полиморфных превращений и кристаллизуется в гексагональной плотноупакованной решётке. Температура плавления магния – 651 °С. Магний - самый лёгкий металл, используемый в промышленности, его плотность составляет 1,74 г/см<sup>3</sup>.

Механические свойства магния сильно зависят от способа обработки. Литой магний имеет крупнозернистую структуру и низкие механические свойства:  $\sigma_B \approx 120$  МПа,  $\delta \approx 8$  %, НВ 300 МПа. Модифицирование цирконием и прокатка измельчают структуру и улучшают механические свойства:  $\sigma_B \approx 260$  МПа,  $\delta \approx 9$  %. После рекристаллизационного отжига (350 °С) магний имеет следующие свойства:  $\sigma_B \approx 190$  МПа,  $\delta \approx 16$  %, НВ 400 МПа.

Магний неустойчив против коррозии. При повышении температуры он интенсивно окисляется. При этом оксидная плёнка магния (MgO) не обладает защитными свойствами (как плёнка Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в алюминии), так как её плотность



(3,2 г/см<sup>3</sup>) значительно выше плотности магния, и поэтому она растрескивается. С ростом температуры скорость окисления резко повышается, выше 500 °С магний самовоспламеняется.

В зависимости от содержания примесей установлены следующие марки магния: Мг96 (99,96 % Mg), Мг95 (99,95 % Mg), Мг90 (99,90 % Mg). Также освоено производство магния повышенной (99,99 % Mg) и высокой (99,9999 % Mg) чистоты. Примеси, такие как Fe, Si, Ni, Cu снижают и без того низкую пластичность и коррозионную стойкость. Магний поставляется в чушках массой 8 кг. Также производится гранулированный магний.

Чистый магний вследствие низких механических свойств как конструкционный материал не применяется.

**Магниевые сплавы.** Магниевые сплавы легируют алюминием, цинком и марганцем. Для дополнительного легирования используют цирконий, кадмий, церий и другие элементы. Алюминий, цинк и цирконий существенно повышают механические свойства. Однако, увеличение содержания алюминия свыше 10 %, а цинка свыше 5 % приводит к снижению прочности и ухудшению пластичности. Церий, неодим и, особенно, торий увеличивают прочность магниевых сплавов при повышенных температурах. Цинк (в количестве 2-3 %) и марганец (в количестве 0,15-0,5 %) повышают коррозионную стойкость. Бериллий вводится в небольших количествах (до 0,07 %) и образует на поверхности защитную плёнку, уменьшающую окисление. Цирконий, церий и марганец способствуют получению мелкозернистой структуры. Особенно эффективен в этом отношении цирконий, добавка которого всего лишь 0,5-0,7 % уменьшает размер зерна магния в 80-100 раз. Кроме того, цирконий и марганец способствуют значительному уменьшению влияния вредных примесей железа и никеля.

Прочность ряда магниевых сплавов может быть повышена закалкой и старением. Механизм упрочнения такой же, как в алюминиевых сплавах. Способность к упрочнению связана с увеличением растворимости легирующих элементов в магнии с повышением температуры. При нагреве избыточные фазы (MgZn<sub>2</sub>, Al<sub>3</sub>Mg<sub>4</sub> и др.) растворяются, и после закалки получается пересыщенный твёрдый раствор. В процессе старения происходит выделение упрочняющих фаз. Однако термическая обработка магниевых сплавов затруднена из-за медленного протекания диффузионных процессов. Поэтому требуются большие выдержки при нагреве под закалку (4-24 ч.) и при искусственном старении (16-24 ч.). По той же причине магниевые сплавы можно закалывать на воздухе, и они не склонны к естественному старению. В зависимости от состава сплава закалку осуществляют при нагреве до 380-540 °С, а последующее старение при 150-200 °С. Термическая обработка для магниевых сплавов не имеет такого большого значения, как для алюминиевых, поскольку прочность при этом повышается всего на 20-30 %.

Кроме закалки и старения, магниевые сплавы подвергаются различным видам отжига и термомеханической обработке. Для устранения ликвации легирующих элементов в слитках и отливках применяют гомогенизирующий отжиг при 400-420 °С в течение 15-30 ч. При гомогенизации избыточные фазы, выделившиеся по границам зёрен, растворяются, и состав по объёму зёрен выравнивается, что облегчает обработку давлением и повышает механические свойства. Для устранения наклёпа магниевые сплавы подвергают рекристаллизационному отжигу. Температура рекристаллизации в зависимости от состава составляет 150-300 °С, а рекристаллизационного отжига – 250-350 °С. Для магниевых сплавов применяют также отжиг для снятия напряжений, который проводят при температурах ниже температур рекристаллизации. Предел прочности и предел текучести магниевых сплавов можно значительно повысить путём низкотемпературной термомеханической обработки, которая состоит в пластической деформации (10-15 %) закалённого сплава перед его старением.

Магниевые сплавы обладают хорошей обрабатываемостью резанием. При их механической обработке допускается скорость резания в 7 раз выше, чем для сталей и в 2 раза выше, чем для алюминиевых сплавов.

Магниевые сплавы удовлетворительно свариваются контактной роликовой и дуговой сваркой. При этом дуговая сварка проводится в защитной среде из инертных газов.

Магниевые сплавы очень хорошо поглощают вибрации. Их удельная вибрационная прочность почти в 100 раз больше, чем у алюминиевых сплавов и в 20 раз больше, чем у легированной стали. Большую выгоду даёт применение магниевых сплавов в деталях, работающих на продольный и поперечный изгиб. По удельной жесткости при изгибе и кручении они превышают алюминиевые сплавы на 20 %, а стали на 50 %.

Магниевые сплавы немагнитны и не дают искры при ударах и трении.

Промышленные магниевые сплавы делят на **деформируемые** для получения полуфабрикатов и изделий путём обработки давлением и **литейные** для получения деталей методом фасонного литья. По применению их классифицируют на конструкционные и со специальными свойствами.

**Деформируемые магниевые сплавы.** Деформируемые магниевые сплавы маркируют буквами МА и цифрой (порядковый номер в ГОСТ 14957-76). Если сплав произведён с пониженным содержанием вредных примесей (железа, никеля и меди), то к марке сплава добавляют буквы «пч» (повышенной чистоты), или «вч» (высокой чистоты). Эти сплавы изготавливают в виде горячекатаных прутков, полос, профилей, а также поковок и штамповок. Магниевые сплавы при низких температурах малопластичны. При нагреве пластичность магниевых сплавов возрастает, и поэтому их обработку давлением ведут в интервале температур: 480 °С (начало) – 225 °С (окончание). Холодная прокатка требует частых промежуточных рекристаллизационных отжигов.

Химический состав и типичные механические свойства некоторых деформируемых магниевых сплавов приведены в табл. 25.

Таблица 25

Химический состав и механические свойства деформируемых магниевых сплавов

Сплав	Содержание элементов, %				Механические свойства		
	Al	Zn	Mn	прочие	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$
					МПа		%
МА1	-	-	1,30-2,50	-	190-220	120-140	5-10
МА2	3,0-4,0	0,2-0,8	0,15-0,50	-	260-280	160-180	5-15
МА2-1	3,8-5,0	0,6-1,5	0,20-0,60	-	270-310	160-230	8-12
МА5	7,8-9,2	0,2-0,8	0,15-0,50	-	300-330	220-240	8-14
МА8	-	1,5-2,5	-	0,2Ce	220-250	140-160	7-12
МА14	-	5,0-6,0	-	0,3-0,9Zr	320-340	200-290	6-14

Деформируемые сплавы системы Mg-Al-Zn (МА2, МА2-1, МА5) обладают хорошей технологической пластичностью, что позволяет изготавливать из них кованные и штампованные детали сложной формы (например, крыльчатки и жалюзи капота самолёта). Эти сплавы упрочняются закалкой и старением. Деформируемые сплавы магния с марганцем (МА1, МА8) термической обработкой не упрочняются и поставляются в отожжённом состоянии. Они используются в сварных конструкциях.

Высокопрочные сплавы магния с цинком легируют цирконием (МА14) и дополнительно кадмием и редкоземельными элементами (МА15, МА19). Увеличение содержания цинка приводит к значительному повышению прочности, а цирконий, изменяя структуру, повышает пределы прочности и текучести, а также пластичность. Эти сплавы подвергают искусственному старению непосредственно после обработки давлением. Недостатком сплавов с цирконием является плохая свариваемость и образование трещин при горячей прокатке. Эти сплавы применяют для несвариваемых сильно нагруженных деталей.

Самой высокой прочностью ( $\sigma_B = 430$  МПа) среди магниевых сплавов обладает сплав МА10, имеющий высокое содержание алюминия и дополнительно легированный серебром и кадмием.

Самыми лёгкими конструкционными материалами являются сплавы магния с литием (МА18, МА21). Плотность сплава МА18 составляет 1,3-1,65 г/см<sup>3</sup>. Магниево-литиевые сплавы обладают повышенной пластичностью и ударной вязкостью и могут обрабатываться давлением в холодном состоянии. Эти сплавы хорошо свариваются и имеют удовлетворительную коррозионную стойкость.

**Литейные магниевые сплавы.** Литейные магниевые сплавы маркируются буквами МЛ и цифрой (порядковый номер в ГОСТ 2856-79). При применении литейных сплавов достигается значительная экономия

металла по сравнению с деформируемыми, так как высокая точность размеров и чистота поверхности практически исключает механическую обработку деталей. Недостатком литейных магниевых сплавов является грубозернистая структура. Это приводит к снижению механических свойств, в первую очередь, пластичности.

Для улучшения механических свойств применяют перегрев, модифицирование, гомогенизацию отливок. Перегрев и модифицирование приводят к измельчению зерна. Перегрев даёт хороший результат для сплавов, выплавленных в железных тиглях. При этом образуются нерастворимые частицы  $Al_3Fe$ , которые играют роль зародышей при кристаллизации твёрдого раствора. При модифицировании добавляется мел или магнезит. В этом случае роль зародышей играют частицы  $Al_4Ca_3$ . Гомогенизация приводит к растворению интерметаллидных фаз, которые охрупчивают сплавы.

При литье магниевых сплавов необходимо применять специальные меры предосторожности для предотвращения их самовозгорания. Плавка ведётся в железных тиглях под слоем флюса. При разливке струя расплавленного металла посыпается серой, которая образует сернистый газ, предохраняющий металл от воспламенения. В формовочную смесь для уменьшения окисления металла добавляют специальные присадки, например, фтористые соли алюминия.

По химическому составу литейные сплавы магния близки к деформируемым (табл. 26). Механические свойства литейных магниевых сплавов близки к свойствам литейных алюминиевых сплавов, но вследствие меньшей плотности превосходят их по удельной прочности. Литейные свойства магниевых сплавов (жидкотекучесть, усадка) хуже, чем у алюминиевых.

Наибольшее применение нашли сплавы системы Mg-Al-Zn, особенно сплавы с повышенным содержанием алюминия. Наилучшее сочетание литейных и механических свойств имеют сплавы МЛ5 и МЛ6. Небольшие добавки цинка улучшают технологические свойства.

Гомогенизация, закалка и старение повышают механические свойства этих сплавов.

Более высокими технологическими и механическими свойствами при обычных и повышенных температурах обладают сплавы с цинком и цирконием (МЛ12) и сплавы, дополнительно легированные кадмием и редкоземельными металлами (МЛ9, МЛ10), которые снижают склонность сплавов к образованию горячих трещин и пористости.

Малая плотность и высокая удельная прочность магниевых сплавов способствует их широкому применению в самолётостроении, ракетной технике, конструкциях автомобилей, приборостроении. Вследствие малой способности к поглощению тепловых нейтронов их используют в атомной технике.

**Специальные магниевые сплавы.** К специальным магниевым сплавам прежде всего относятся сверхлёгкие сплавы, имеющие плотность 1,35-1,6 г/см<sup>3</sup> (МА18, МА21). Для этих сплавов характерны повышенная пластичность и возможность обработки давлением при более низких температурах, чем обычных магниевых сплавов. Кроме того, их отличает высокая теплоёмкость и хорошие механические свойства при криогенных температурах. Сплав МА18 применяется для малонагруженных деталей, работающих при температурах 20-333 К (-253 - +60 °С), когда требуется высокая жесткость и малая масса. Сплав МА21 применяется для средненагруженных деталей, работающих при температурах до 125 °С и криогенных температурах, когда требуется высокая жесткость и повышенная прочность при сжатии.

Таблица 26

Химический состав и механические свойства литейных магниевых сплавов

Сплав	Содержание элементов, %				Механические свойства		
	Al	Zn	Mn	Прочие	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$
					МПа		%
МЛ3	2,5-3,5	0,5-1,5	0,15-0,50	-	180	55	8
МЛ5	7,5-9,0	0,2-0,8	0,15-0,5	-	250	90	9
МЛ6	9,0-10,2	0,6-1,2	0,1-0,5	-	250	100	5
МЛ8	-	5,5-6,6	-	0,7-1,1 Zr 0,2-0,8 Cd	290	190	6
МЛ10	-	0,1-0,7	-	0,4-1,0 Zr 2,2-2,8 Nd	226	137	3
МЛ22	-	4,0-5,0	-	0,6-1,1 Zr	220	180	7

Сплав МА17 применяется для изготовления звуководов в радиотехнической промышленности.

Сплавы МЛ16, МЛ16пч, МЛ16вч используют в качестве протекторов с высокой коррозионной стойкостью, которая обеспечивается путём глубокой очистки магния от вредных примесей (железа, никеля, меди и кремния). Применение их в магистральных газо- и нефтепроводах, а также для защиты подводной части корпусов судов значительно увеличивает срок службы защищаемых объектов.

Сплав МЦИ предназначен для литья деталей, работающих в условиях воздействия вибрационных нагрузок. Демпфирующая способность этого сплава в несколько десятков раз выше, чем магниевых конструкционных сплавов. Использование сплава МЦИ в конструкциях, подвергающихся вибрациям, позволяет уменьшить массу, увеличить надёжность и срок службы изделий, а также существенно снизить шум. Химический состав специальных магниевых сплавов приведен в табл. 27.

## Химический состав специальных магниевых сплавов

Сплав	Содержание элементов, %						
	Al	Zn	Mn	Li	Ce	Cd	
МА17	-	-	0,2-0,7	-	0,7-1,5	-	
МА18	0,5-1,0	2,0-2,5	0,1-0,4	10,0-11,5	0,15-0,35	-	
МА21	4,0-6,0	0,8-2,0	0,1-0,5	7,0-10,0	-	3,0-5,0	
	Примеси, % не более						
	Si	Fe	Cu	Ni			
МЛ16 пч	7,5-9,0	2,0-3,0	0,15-0,50	0,06	0,005	0,01	0,001
МЛ16 вч	7,5-9,0	2,0-3,0	0,15-0,50	0,04	0,003	0,003	0,001
МЛ4 вч	5,0-7,0	2,0-3,0	0,15-0,50	0,05	0,003	0,004	0,001
МЦИ	-	0,1-0,3	-	-	0,4-0,7	0,4-0,75	0,02-0,05

## 9. АНТИФРИКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Антифрикционные материалы предназначены для подшипников скольжения, которые широко применяют в современных машинах и приборах из-за устойчивости к вибрациям, бесшумности работы, небольших размеров.

Основные требования, предъявляемые к антифрикционным материалам, определяются условиями работы вкладышей подшипников. Материал должен обладать следующими свойствами:

- достаточной пластичностью для лучшей прирабатываемости к поверхности вращающегося вала и твёрдостью, не вызывающей сильного его истирания;
- микрокапиллярностью рабочей поверхности, позволяющей удерживать смазочный материал;
- малым коэффициентом трения с материалом вращающегося вала;
- невысокой температурой плавления.

Для подшипников скольжения используют металлические материалы, неметаллы, комбинированные материалы и минералы.

Выбор материала зависит от режима смазки и условий работы подшипника.

### 9.1. Металлические антифрикционные материалы

Металлические антифрикционные материалы предназначены для работы в режиме жидкого трения, сочетающегося в реальных условиях эксплуатации с режимом граничной смазки. Из-за перегрева возможно разрушение граничной масляной плёнки. Поведение материала в этот период работы зависит от его сопротивляемости схватыванию. Оно наиболее высоко у сплавов, имеющих в структуре мягкую составляющую.

Металлические материалы по своей структуре подразделяются на два типа:

- сплавы с мягкой матрицей и твёрдыми включениями;
- сплавы с твёрдой матрицей и мягкими включениями.

К сплавам **первого типа** относятся баббиты и сплавы на основе меди – бронзы и латуни. Мягкая матрица в них обеспечивает не только защитную реакцию подшипникового материала на усиление трения и хорошую прирабатываемость, но и особый микрорельеф поверхности, улучшающий снабжение смазочным материалом участков трения и теплоотвод от них. Твёрдые включения, на которые опирается вал, обеспечивают высокую износостойкость.

**Баббиты** – мягкие (НВ 300 МПа) антифрикционные сплавы на оловянной или свинцовой основе. В соответствии с ГОСТ 1320-74 к сплавам на оловянной основе относятся баббиты Б83 (83 % Sn, 11 % Sb, 6 % Cu) и Б88 (88 % Sn, 7,5 % Sb, 3 % Cu, 1 % Cd, 0,2 % Ni), на свинцовой основе – Б16 (16 % Sn, 16 % Sb, 2 % Cu), БС6 (6 % Sn, 6 % Sb, 0,2 % Cu), БН (10 % Sn, 14 % Sb, 2 % Cu, 0,5 % Cd, 0,7 % As, 0,4 % Ni).

Особую группу образуют более дешёвые свинцово-кальциевые баббиты БКА (1 % Ca, 0,8 % Na, 0,5 % Al) и БК2 (0,5 % Ca, 0,3 % Na, 2 % Sn, 0,08 % Mg). Эти баббиты выпускаются по ГОСТ 1209-78.

По антифрикционным свойствам баббиты превосходят все остальные сплавы, но значительно уступают им по сопротивлению усталости. В связи с этим баббиты применяют только для тонкого (менее 1мм) покрытия рабочей поверхности опоры скольжения. Наилучшими свойствами обладают оловянистые баббиты. Из-за высокого содержания дорогостоящего олова их используют для подшипников ответственного назначения (дизелей, паровых турбин, турбонасосов, тяжелонагруженных машин), работающих при больших скоростях и нагрузках.

**Антифрикционные бронзы.** Используют оловянистые (БрО10Ф1, БрО10Ц2), оловянисто-цинково-свинцовистые (БрО5Ц5С5) бронзы. Бронзы применяют для монолитных подшипников скольжения турбин, электродвигателей, компрессоров, работающих при значительных давлениях и средних скоростях скольжения. В последнее время бронзы широко используют как компоненты порошковых антифрикционных материалов или тонкостенных пористых покрытий, пропитанных смазочными материалами.

**Латуни.** Используют в качестве заменителей бронз. По антифрикционным свойствам они уступают бронзам. Применяют двухфазные латуни ЛЦ16К4, ЛЦ38Мц2С2, ЛЦ40Мц3А и др. (ГОСТ 17711-80) при малых скоростях скольжения (менее 2 м/с) и невысоких нагрузках. Их часто используют для опор трения приборов.

К сплавам **второго типа** относятся свинцовистая бронза БрС30 с 30 % Рь (ГОСТ 493-79) и алюминиевые сплавы с оловом (ГОСТ 14113-78), например сплав АО9-2 (9 % Sn и 2 % Cu). Функцию мягкой составляющей в этих сплавах выполняют включения свинца или олова. При граничном

трении на поверхность вала переносится тонкая пленка этих мягких легкоплавких металлов, защищая шейку стального вала от повреждения. Из-за хорошей теплопроводности граничный слой смазочного материала на этих сплавах сохраняется при больших скоростях скольжения и высоких давлениях.

Алюминиевый сплав АО9-2 применяют для отливки монометаллических вкладышей, бронзу – для наплавки на стальную ленту.

К сплавам второго типа относятся также серые чугуны, роль мягкой составляющей в которых выполняют включения графита. Для работы при значительных давлениях и малых скоростях используют серые чугуны марок СЧ15, СЧ20.

Кроме того, имеются специальные антифрикционные чугуны. ГОСТ 1585-85 включает шесть марок серых антифрикционных чугунов с пластинчатым графитом (АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3, АЧС-4, АЧС-5, АЧС-6), две марки высокопрочного (АЧВ-1, АЧВ-2) и две марки (АЧК-1, АЧК-2) ковкого чугуна.

С целью уменьшения износа сопряжённой детали марку чугуна выбирают так, чтобы его твёрдость была ниже твёрдости стальной цапфы. Достоинство чугунов – невысокая стоимость; недостатки – плохая прирабатываемость, чувствительность к недостаточности смазочного материала и пониженная стойкость к воздействию ударных нагрузок.

В настоящее время наибольшее распространение получили многослойные подшипники, в состав которых входят многие из рассмотренных выше сплавов. Сплавы или чистые металлы в них уложены слоями, каждый из которых имеет определённое назначение. Обычно применяют трёхслойные, состоящие из стальной ленты с медно-никелевым и баббитовым слоями, и четырёхслойные подшипники.

Многослойные подшипники пришли на смену баббитовым вкладышам в автомобилестроении, так как у баббитовых вкладышей при заливке коренных и шатунных подшипников наблюдается выкрашивание, объясняющееся появлением усталостных трещин.

Кроме перечисленных выше, широко применяются пористые антифрикционные материалы. Пористые подшипники, изготовленные способом порошковой металлургии, обладают целым рядом преимуществ по сравнению с литыми:

- лучшей прирабатываемостью;
- самосмазываемостью (позволяет в ряде случаев отказаться от подвода масла извне, что очень важно, например, для труднодоступных узлов машин, в случае, когда возможен брак продукции вследствие попадания в неё смазки от маслёнок);
- высокой эксплуатационной стойкостью, превышающей в ряде случаев стойкость подшипников скольжения с вкладышами и втулками из бронзы, баббита, чугуна;



- меньшими затратами труда по сравнению с изготовлением изделий из литых материалов;

- экономией цветных металлов.

Наибольшее применение нашли пористые железные, железографитовые (1-3 % Гр, 97-99 % Fe), бронзографитовые (88-89 % Cu, 9-10 % Sn, 2-4 % Гр) подшипники.

## 9.2. Неметаллические антифрикционные материалы

Для изготовления подшипников скольжения применяют более десяти видов терморезистивных и термопластичных пластмасс. Из терморезистивных пластмасс используют текстолит. Из него изготавливают подшипники прокатных станов, гидравлических машин, гребных винтов. Такие подшипники допускают тяжёлые режимы работы, смазываются водой, которая хорошо их охлаждает и размягчает поверхностный слой. В целлюлозно-бумажной промышленности из текстолита марок ПТК, ПТ и ПТМ-1 изготавливают вкладыши тяжело нагруженных подшипников бумагоделательных машин, уплотнительные планки камер отсасывающих валов и др.

Из полимеров (термопластичных пластмасс) наиболее широко применяют полиамиды: ПС10, анид, капрон (ГОСТ 10589-73) и особенно фторопласт (Ф4, Ф40). Достоинство полимеров – низкий коэффициент трения, высокая износостойкость и коррозионная стойкость. В ЦБП нашёл применение литьевой капрон. Из него изготавливают различные втулки и вкладыши. Литьевой капрон отличается высокой химической стойкостью к маслам, бензину, щелочам и кислотам. При нормальной температуре литьевой капрон стоек в разбавленных минеральных кислотах, при повышенных – разрушается; нестойк к концентрированным минеральным кислотам и органическим кислотам – муравьиной и уксусной.

Исключительно высокими антифрикционными свойствами обладает фторопласт, однако он «течёт» под нагрузкой и, как все полимеры, плохо отводит тепло. Он может применяться лишь при ограниченных нагрузках и скоростях.

**Комбинированные антифрикционные материалы.** Такие материалы состоят из нескольких металлов и неметаллов. Известны подшипники трёх типов: металлофторопластовые, углесвинцовые и графитосвинцовые.

**Металлофторопластовые** подшипники изготавливают из металлофторопластовой ленты, которая состоит из четырёх слоёв. Первый слой (прирабочий) выполнен из фторопласта, наполненного дисульфидом молибдена (25 % по массе). Толщина слоя 0,01-0,05 мм. В тех случаях, когда допустимая величина линейного износа достаточно велика, первый слой утолщают до 0,1-0,2 мм. Второй слой ( $\approx 0,3$  мм) – бронзофторопластовый. Он представляет собой слой пористой бронзы БрО10Ц2, полученный спеканием частиц порошка сферической формы. Поры в этом слое заполнены смесью

фторопласта с 20 % свинца (или фторопласта и дисульфида молибдена). Третий слой (0,1 мм) образован медью. Его назначение – обеспечить прочное сцепление бронзового пористого слоя с четвёртым слоем – стальной основой. Толщина основы, которую изготавливают из стали 08кп, составляет 1-4 мм.

При работе такого подшипника пористый каркас второго слоя отводит тепло и воспринимает нагрузку, а поверхностный слой и питающая его фторопластовая «губка» выполняют роль смазочного материала, уменьшая трение. Если первый слой в отдельных местах по какой-либо причине изнашивается, то начинается трение стали по бронзе, что сопровождается повышением коэффициента трения и температуры. При этом фторопласт, имеющий более высокий температурный коэффициент расширения, чем бронза, выдавливается из пор, вновь создавая смазочную плёнку.

При тяжёлых режимах трения, когда температура нагрева превышает 327 °С, происходит плавление свинца. Образующаяся жидкая фаза снижает коэффициент трения и тепловыделение.

Металлофторопластовые подшипники используют в узлах трения, работающих без смазочного материала, хотя его введение оказывает благоприятное действие. Они могут работать в вакууме, жидких средах, не обладающих смазочным действием, а также при наличии абразивных частиц, которые легко «утапливаются» в мягкой составляющей материала. Такие подшипники применяют в машиностроении, авиационной и других отраслях промышленности.

**Углесвинцовый и графито-свинцовый** материалы предназначены для изготовления деталей и узлов трения, работающих по чугуну, стали и хромовому покрытию в условиях сухого и жидкостного трения при спокойной или плавно изменяющейся нагрузке.

**Минералы.** Естественные (агат) и искусственные (рубин, корунд) минералы или их заменители – ситаллы (стеклокристаллические материалы) применяют для миниатюрных подшипников скольжения – камневых опор. Камневые опоры используют в прецизионных приборах – часах, гироскопах, тахометрах и т.д. Главное достоинство таких опор – низкий и стабильный момент трения. Низкое трение достигается малыми размерами опор, что уменьшает плечо действия силы трения, а также низким коэффициентом трения вследствие слабой адгезии минералов к металлу цапфы. Постоянство момента трения обусловлено высокой износостойкостью минералов вследствие их высокой твёрдости.

## 10. СТАЛИ И СПЛАВЫ С ОСОБЫМИ ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Стали и сплавы с особыми физическими свойствами классифицируются по признаку основного свойства. В соответствии с этим принципом их можно разделить на следующие группы:

- магнитные и электротехнические стали и сплавы;

- сплавы с особыми тепловыми и упругими свойствами;
- сплавы с эффектом памяти формы;
- сверхпроводящие материалы;
- радиационно-стойкие материалы;
- другие виды сталей и сплавов с особыми физическими свойствами.

### 10.1. Магнитные и электротехнические стали и сплавы

В зависимости от знака и степени магнитной восприимчивости материалов различают диамагнетики, парамагнетики и ферромагнетики.

**Диамагнетики** обладают отрицательной магнитной восприимчивостью. Они намагничиваются противоположно приложенному магнитному полю и таким образом ослабляют его. К диамагнетикам относятся полупроводники (Si, Ge), диэлектрики (полимеры), ряд переходных металлов (Be, Cu, Ag, Pb).

**Парамагнетики** характеризуются слабой намагниченностью под действием внешнего поля. К парамагнетикам относятся K, Na, Al, а также такие переходные металлы, как Mo, W, Ti.

**Ферромагнетики** обладают высокой магнитной восприимчивостью. Из всех металлов только четыре (железо, кобальт, никель и гадолиний) обладают высокими ферромагнитными свойствами.

Основные сведения о магнитных свойствах материала дают кривые намагничивания (рис. 90). Важнейшими являются следующие:

- остаточная индукция  $B_r$ , остающаяся в образце после его намагничивания и снятия магнитного поля (измеряется в теслах,  $1 \text{ Тл} = 10^4 \text{ Гс}$  (гаусс));

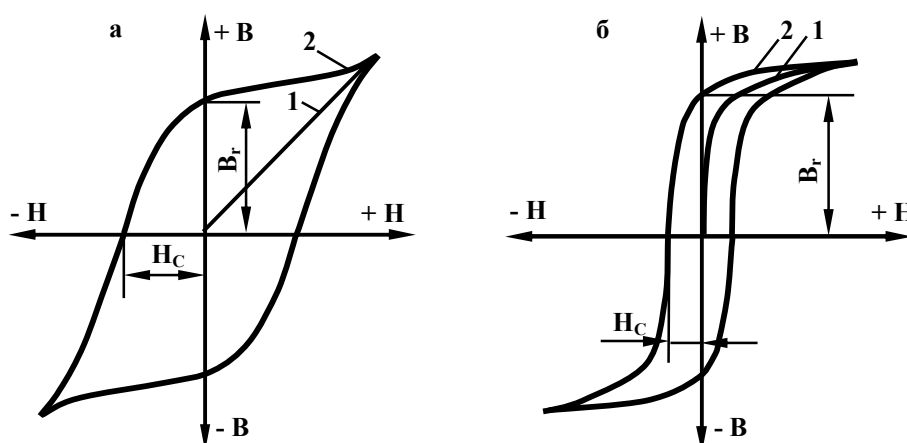


Рис. 90. Зависимость магнитной индукции  $B$  от напряжённости магнитного поля  $H$ : а – магнитотвердые материалы; б – магнитомягкие материалы; 1 – первичная кривая намагничивания; 2 – гистерезисная кривая намагничивания

- коэрцитивная сила  $H_C$  – напряжённость магнитного поля обратного знака, которая должна быть приложена к образцу для его размагничивания измеряется в амперах на метр (А/м));

- магнитная проницаемость  $\mu$ , характеризует интенсивность намагничивания и определяется как тангенс угла наклона к первичной кривой намагничивания  $B = f(H)$ , измеряется в генри на метр ( $1 \text{ Гн/м} = 10^7/4\pi \text{ Гс/Э}$ ).

В зависимости от формы гистерезисной кривой и значений основных магнитных характеристик различают магнитотвёрдые и магнитомягкие сплавы. Магнитотвёрдые сплавы (рис. 90, а) характеризуются широкой петлёй гистерезиса, высоким значением коэрцитивной силы  $H_C$  и применяются для изготовления постоянных магнитов. Магнитомягкие сплавы работают в условиях циклически изменяющихся магнитных полей и непрерывного перемагничивания. Они, наоборот, имеют узкую петлю гистерезиса, малые значения  $H_C$  и характеризуются небольшими потерями на гистерезис (рис. 90, б).

**Магнитотвёрдые материалы.** Как уже отмечалось, магнитотвёрдые материалы должны обладать высокими значениями коэрцитивной силы и остаточной индукции.

Для постоянных магнитов применяют высокоуглеродистые стали, легированные хромом, вольфрамом, а также одновременно несколькими элементами (табл. 28).

Повышение магнитных свойств достигается созданием неравновесной структуры с большими внутренними напряжениями. Поэтому магнитотвёрдые стали подвергают нормализации, закалке и термической стабилизации при  $100^\circ\text{C}$  в течение 20-30 часов. При этом двойная перекристаллизация при нормализации и закалке позволяет существенно измельчить зерно.

Высокими магнитными свойствами обладают сплавы системы Fe-Ni-Co (табл. 29). Их называют сплавами типа **альнико** или **ЮНДК**. Недостатком сплавов альнико является их высокая твёрдость, хрупкость и плохая обрабатываемость. Поэтому магниты из них изготавливают литыми и обрабатывают шлифованием.

Термическая обработка состоит из закалки с температуры  $1250-1280^\circ\text{C}$  с определённой для каждого сплава скоростью охлаждения и отпуска при  $580-600^\circ\text{C}$ . Магнитные свойства можно улучшить, если охлаждение в процессе закалки проводить в сильном магнитном поле.

Для изготовления небольших и точных по размерам магнитов из сплавов типа альнико используют методы порошковой металлургии. По составу спеченные сплавы близки к литым, они легче обрабатываются, но по магнитным свойствам несколько им уступают.

Очень хорошие, но дорогие магниты изготавливают из сплавов с высоким содержанием кобальта (25-50 %). Эти сплавы – **пермендюр** (50 %

Fe, 50 % Co) и **перминвар** (45 % Ni, 25 % Co, 23 % Fe). Их обычно легируют небольшими добавками молибдена, ванадия или хрома.

Недавно разработаны новые сплавы – **гиперко 5-HS** (2 % V, 48,5 % Co, остальное – железо) и **кровак** (Fe-Cr-Co), а также сплавы с применением редкоземельных металлов самария (Sm) и неодима (Nd).

Таблица 28

Состав и свойства сталей для постоянных магнитов (ГОСТ 6862-54)

Стали	Содержание элементов, %					Магнитные свойства	
	C	Cr	W	Co	Mo	H <sub>c</sub> , Э	B <sub>r</sub> , Тл
EX3	0,95-1,10	2,80-3,60	-	-	-	60	0,95
E7B6	0,68-0,78	0,30-0,50	5,20-6,20	-	-	62	1,0
EX9K15M	0,90-1,05	8,0-10,0	-	13,0-16,0	1,20-1,70	170	0,8
EBK35	0,80-0,90	8,0-10,0	4,0-5,0	34,0-36,0	-	250	0,95

Примечание. В состав всех сталей входят также 0,2-0,4% Mn; 0,17-0,40% Si; не более 0,3% Ni; 0,03% P; 0,02% S.

Таблица 29

Состав и магнитные свойства некоторых литых сплавов типа альнико для постоянных магнитов (ГОСТ 17809-72)

Сплав*	Содержание элементов, %					Магнитные свойства (не менее)		
	Ni	Al	Co	Cu	другие элементы	BH <sub>max</sub> , кДж/м <sup>3</sup>	H <sub>c</sub> , кА/м	B <sub>r</sub> , Тл
ЮНДК31ТЗБА	12,0-13,5	6,8-7,2	30,5-31,5	3,0-3,5	3,0-3,5Ti 0,9-1,1Nb	32	92	1,15
ЮНДК40Т8АА	14,0-14,5	7,2-7,7	39,0-40,6	3,0-4,0	7,0-8,0Ti 0,1-0,2Si	32	145	0,9
ЮНДК35Т5БА	14,0-14,5	6,8-7,2	34,5-35,5	3,3-3,7	0,8-1,1Nb 4,5-4,7Ti	36	110	1,02
ЮНДК35Т5АА	14,0-14,5	7,0-7,5	34,0-35,0	2,5-3,0	5,0-5,5Ti 0,1-0,2Si	40	115	1,05

Примечание. \* Буквы БА означают, что сплавы имеют столбчатую структуру, а буквы АА – монокристаллическую структуру.

**Магнитомягкие материалы.** Основные требования к магнитомягким материалам: низкие значения коэрцитивной силы, высокая магнитная проницаемость и малые потери при перемагничивании на вихревые токи.

Для удовлетворения этих требований металл должен обладать гомогенной структурой, быть чистым от примесей и неметаллических включений и иметь крупнозернистое строение, свободное от внутренних напряжений, вызываемых наклёпом.

В качестве магнитомягкого материала применяют технически чистое железо, в котором все примеси, особенно углерод, являются вредными. Содержание углерода не должно превышать 0,025 %. Для устранения наклёпа и получения крупного зерна листовой металл подвергают высокотемпературному отжигу в безокислительной атмосфере. Технически чистое железо применяют для изготовления реле, сердечников, электромагнитов постоянного тока. Низкое удельное электрическое сопротивление увеличивает потери при перемагничивании. Поэтому применение технически чистого железа ограничивается устройствами с постоянным магнитным полем.

Более высокое электрическое сопротивление имеют **электротехнические низкоуглеродистые стали**, дополнительно легированные кремнием в количестве 0,8-4,8 %. Благодаря более высокому электрическому сопротивлению снижаются потери на вихревые токи. Введение кремния одновременно повышает магнитную проницаемость, а благодаря росту зерна снижаются потери на гистерезис. Однако при содержании кремния около 4 % происходит охрупчивание стали, что затрудняет производство тонколистового металла.

Листовую электротехническую сталь после прокатки подвергают высокотемпературному отжигу в вакууме или в атмосфере сухого водорода при 1100-1200 °С.

Магнитные свойства кремнистой электротехнической стали приведены в табл. 30.

В России принята цифровая маркировка электротехнической стали. Первая цифра определяет структуру и вид проката: 1 – горячекатаная изотропная; 2 – холоднокатаная изотропная; 3 – холоднокатаная анизотропная с кристаллической структурой направления [100]. Вторая цифра в марке определяет содержание кремния: 0 - < 0,4 %; 1 – 0,4-0,8 %; 2 – 0,8-1,8 %; 3 – 1,8-2,8 %; 4 – 2,8-3,8 %; 5 – 3,8-4,8 %. Третья цифра определяет потери на гистерезис и тепловые потери при определённом значении  $B$  и  $f$ . Например, при третьей цифре 1 удельные потери стали 1311 при  $B=1,5$  Тл и частоте тока  $f = 50$  Гц составляют  $P_{1,5/50} = 6,1$  Вт/кг. Четвёртая цифра – код числового значения нормируемого параметра. Чем больше цифра, тем меньше удельные потери  $P_{1,5/50}$ .

## 10.2. Сплавы с особенностями теплового расширения

Для ряда отраслей машиностроения и приборостроения необходимо применение сплавов со строго регламентированными значениями в определённых температурных интервалах эксплуатации таких физических свойств, как температурные коэффициенты линейного расширения  $\alpha$  (ТКРЛ) и модуля нормальной упругости  $\beta$  (ТКМУ). Эти коэффициенты определяют характер изменения размеров детали и модуля упругости сплава при нагреве.

**Закономерности теплового расширения металлов и сплавов.** Согласно закону Курнакова, в случае, когда компоненты образуют твёрдый раствор, ТКЛР сплава изменяется по криволинейной зависимости внутри пределов, ограниченных значениями ТКЛР чистых компонентов. Коэффициент линейного расширения  $\alpha$  возрастает с повышением температуры (рис. 91).

Таблица 30

Магнитные свойства легированной электротехнической тонколистовой стали (ГОСТ 21427-75)

Сталь	Толщина листа, мм	$R_{1,5/50}$ , Вт/кг	В, Тл, при H, кА/м, не менее	
			2,5	30
Горячекатаная изотропная				
1311	0,50	6,1	1,48	1,95
1411	0,50	4,4	1,46	1,94
1511	0,50	3,5	1,46	1,90
Холоднокатаная изотропная				
2011	0,65	9,0	1,60	2,02
2111	0,65	10,0	1,58	2,00
2211	0,65	7,0	1,56	1,96
2311	0,65	5,8	1,52	1,96
2411	0,50	3,6	1,49	1,96
Холоднокатаная анизотропная				
3411	0,50	2,45	1,75	-
3416	0,28	0,89	1,90	-

Однако сплавы Fe-Ni не подчиняются общим закономерностям. В области концентраций от 30 до 45 % никеля для них характерны аномалии, связанные с **инварным** эффектом (рис. 92). Самое низкое значение ТКЛР в диапазоне температур от -100 до +100 °С имеет сплав, содержащий 36 % никеля. Этот сплав был открыт в 1897 году и назван инваром, что в переводе с латинского означает «неизменный».

Для Fe-Ni сплавов инварного состава, помимо низких значений ТКЛР, характерна ещё одна аномалия – аномалия термического коэффициента модуля упругости (ТКМУ). В любых твёрдых телах, в том числе металлах, при нагреве наблюдается уменьшение модуля упругости, являющегося мерой сил межатомных связей. В сплавах с инварным эффектом модуль упругости растёт или остаётся постоянным с повышением температуры. Характерно, что максимальной величины ТКМУ обладает тот же Fe-Ni сплав с самым низким значением ТКЛР, содержащий 36% Ni (рис. 93). Подбор определённого химического состава позволяет разработать сплавы, модуль упругости которых практически не зависит от температуры. Сплавы, сохраняющие постоянство модуля упругости в широком температурном диапазоне, называют **элинварами**. Природа аномального изменения ТКЛР и ТКМУ инварных сплавов имеет ферромагнитное происхождение.

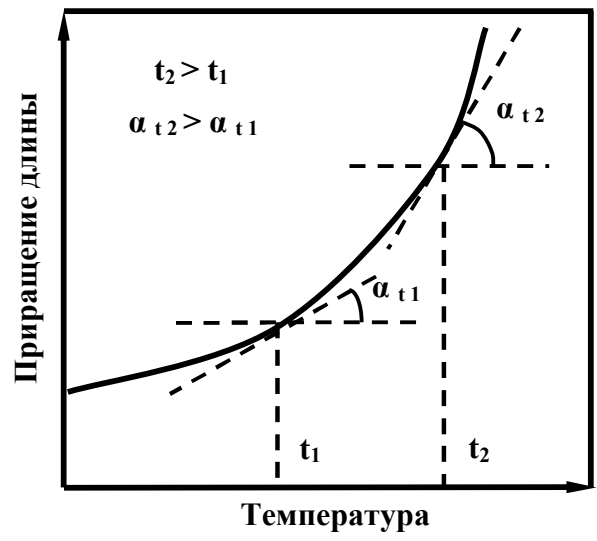


Рис. 91. Кривая расширения сплава при повышении температуры

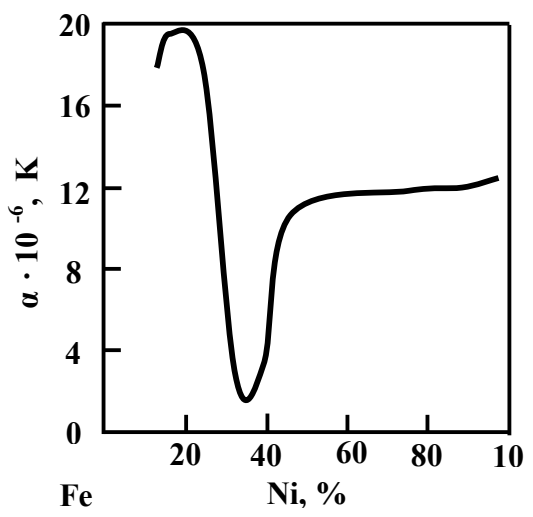


Рис. 92. Температурный коэффициент линейного расширения сплавов системы Fe – Ni

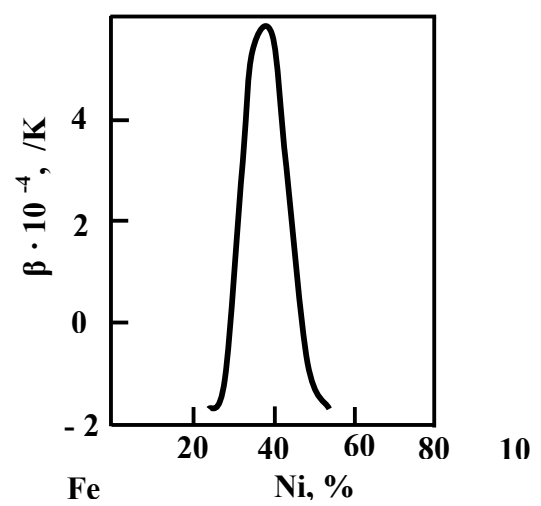


Рис. 93. Температурный коэффициент модуля упругости сплавов системы Fe – Ni

**Сплавы с регламентируемым температурным коэффициентом линейного расширения.** Области применения сплавов с заданным ТКЛР приведены ниже:



Интервал значений ТКЛР,  $10^{-7}K^{-1}$ 

Область использования

0-20	Измерительные приборы, геодезические измерительные ленты, регуляторы расширения, компенсационные элементы, компоненты термобиметаллов, криогенная техника.
50-80	Регуляторы расширения, компоненты термобиметаллов, спаи с тугоплавким стеклом, металлокерамические соединения, материал сердцевины проволоки с медной оболочкой.
80-110	Спаи с низкоплавким стеклом.
180-210	Регуляторы расширения, компоненты термобиметаллов.

В табл. 31 приведены составы и свойства сплавов с регламентированными значениями ТКЛР, нашедшие наибольшее применение.

Основным представителем сплавов с минимальным ТКЛР является сплав 36Н - **инвар**. Замена части никеля равным количеством кобальта и легирование малыми добавками меди позволяет дополнительно снизить ТКЛР инвара. Такой сплав называют **суперинваром**.

В электровакуумных приборах используют спаи металлов с диэлектриками – стеклом и керамикой. Для обеспечения герметичности и вакуумной плотности спаев необходимо соответствие ТКЛР материалов соединяемой пары в эксплуатационном интервале температур.

Для спайки с молибденовыми стёклами используют **ковар**. Сплав 47НД (платинит) имеет ТКЛР как у обычного стекла и платины.

Таблица 31

Состав и свойства Fe-Ni сплавов с регламентированным ТКЛР  
(ГОСТ 10994-74)

Сплав	Марка сплава	Массовая доля элементов, %			Тепловые свойства	
		Ni	Co	Cu	интервал температур	$\alpha$ , $10^{-6} K^{-1}$
Инвар	36Н	35-37	-	-	20-80	1,5
Суперинвар	32НКД	31,5-33,0	3,3-4,2	0,6-0,8	20-100	1,0
Ковар	29НК	28,5-29,5	17,0-18,0	-	20-400	4,5-5,2
Платинит	47НД	46,0-48,0	-	4,5-5,5	200-400	9,2-10,0

### 10.3. Сплавы с особыми упругими свойствами

Сплавы с особыми упругими свойствами, наряду с высоким сопротивлением малым пластическим деформациям и релаксационной стойкостью в условиях статического и циклического нагружения (как у обычных пружинных сталей), должны обладать ещё каким-либо одним или несколькими специальными свойствами: высоким или, наоборот, низким температурным коэффициентом модуля упругости, малым упругим гистерезисом и упругим последствием, высокой усталостной прочностью, коррозионной стойкостью, немагнитностью, электропроводностью, износостойкостью или другими свойствами. Немаловажно, чтобы сплавы сохраняли оптимальные значения характеристик упругости при определённых температурных условиях, так как это определяет точность и надёжность работы приборов с упругими элементами. Кроме того, они должны обладать технологической пластичностью для возможности изготовления изделий заданной конфигурации, хорошей свариваемостью.

По способу упрочнения и физико-механическим свойствам пружинные сплавы можно разделить на следующие группы:

- аустенитные дисперсионно-твердеющие коррозионно-стойкие сплавы;
- аустенитные деформационно-твердеющие коррозионно-стойкие сплавы;
- сплавы с низким и постоянным коэффициентом модуля упругости (элинвары).

**Дисперсионно-твердеющие сплавы.** Сплавы этой группы обладают высокими упругими свойствами, сохраняющимися при нагреве до 550 °С, малыми упругими несовершенствами (гистерезис, упругое последствие), прямолинейным изменением модуля упругости в интервале температур 20-600 °С, немагнитностью, коррозионной стойкостью в различных агрессивных средах, в условиях морского и тропического климата.

Рассматриваемые сплавы упрочняются в результате закалки и старения или закалки, холодной пластической деформации и старения. Высокая пластичность в закалённом состоянии позволяет изготавливать из этих сплавов упругие элементы весьма сложной формы.

Дисперсионно-твердеющие сплавы производят на основе систем: Fe-Ni-Cr, Ni-Cr, Co-Ni, Nb-Ti.

**Сплавы на основе системы Fe-Ni-Cr.** Среди сплавов на основе системы Fe-Ni-Cr наиболее широкое применение нашли сплавы типа 36НХТЮ (Ni – 35-37 %, Cr – 11,5-13,0 %, Ti – 2,7-3,2 %, Al – 0,9-1,2 %, C < 0,05 %, ГОСТ 10994-74). Химический состав этих сплавов выбран с учётом обеспечения аустенитной структуры, повышенной коррозионной стойкости и значительного упрочнения. Первое условие выполняется благодаря содержанию никеля и хрома. Коррозионная стойкость обеспечивается введением около 13 % хрома. Содержание хрома на нижнем пределе объясняется опасностью образования  $\sigma$  – фазы. В определённой степени

повышению коррозионной стойкости способствует никель. Существенное упрочнение достигается вследствие взаимодействия никеля, титана и алюминия, образующих фазу  $\gamma'$   $[(\text{Ni},\text{Fe})_3(\text{Al},\text{Ti})]$  при старении. Алюминий способствует стабилизации  $\gamma'$  - фазы и уменьшению эффекта возможной перестройки этой фазы в хрупкую  $\eta$  – фазу  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ . Повышение содержания алюминия привело бы к усилению тенденции образования  $\sigma$  – фазы и, как следствие, уменьшению пластичности.

В сплавах 36НХТЮ5М и 36НХТЮ8М, легированных молибденом,  $\eta$  – фаза не обнаруживается. Молибден способствует дополнительному упрочнению за счёт выделения фаз Лавеса  $[(\text{Fe},\text{Ni},\text{Cr})_2(\text{Mo},\text{Ti})]$ . Причём в сплаве с 5 % Мо эта фаза располагается по границам зёрен, а в сплаве с 8 % Мо – также и в объёме зёрен.

Термомеханическая обработка (закалка + деформация + старение) повышает упругие и прочностные свойства сплавов.

Значения модуля нормальной упругости и модуля сдвига сплавов при различных температурах приведены в табл. 32.

Сплав 36НХТЮ применяется для упругих чувствительных элементов, работающих до температуры 250 °С, сплав 36НХТЮ5М – до 350 °С, сплав 36НХТЮ8М – до 400 °С.

**Сплав на основе системы Ni-Cr.** Сплав 47ХНМ отличается от сплава типа 36НХТЮ значительно более высокой коррозионной стойкостью (в 10 и более раз) в окислительных средах на основе азотной кислоты. Максимальные значения прочности и твёрдости сплава получают после закалки от 1200-1250 °С (охлаждение в воде) и старения при 700-725 °С в течение 5 часов. Модуль упругости в интервале температур 20-500 °С прямолинейно уменьшается от 237000 до 194000 МПа. Сплав применяется для изготовления упругих и упруго-чувствительных элементов, а также как коррозионно-стойкий материал. Другой сплав этой группы 40ХНЮ-ВИ после закалки с 1150 °С и старения при 500-550 °С в течение 5 часов обладает твёрдостью HRC 64-67, модулем упругости при 20 °С 228000 МПа, а при 500 °С – 201500 МПа, высокой коррозионной стойкостью во влажной среде и в условиях тропического и морского климата.

Из сплава изготавливают приборные подшипники, режущие инструменты, детали передаточных механизмов, керны приборов.

**Сплав на основе системы Co-Ni.** Сплав 67КН5Б в закалённом от 1000-1050 °С состоянии имеет аустенитную структуру, обладает высокой пластичностью ( $\delta = 35-40$  %). Упрочнение при старении происходит благодаря выделению из твёрдого раствора мелкодисперсной фазы  $(\text{Co},\text{Ni})_3\text{Nb}$  с ГЦК решёткой, когерентно связанной с матрицей. Наивысшая прочность и упругость достигается при температуре старения 600-650 °С в течение 5 часов. Холодная пластическая деформация перед старением способствует повышению прочностных и упругих свойств сплава. Из сплава 67КН5Б можно получать проволоку и ленту микронных размеров,

допускается холодная деформация с обжатием до 90 %. В деформированном состоянии возможна штамповка и навивка пружин.

Таблица 32

Значения модуля нормальной упругости  $E$  (числитель) и модуля сдвига  $G$  (знаменатель) дисперсионно-твердеющих сплавов в зависимости от температуры, МПа

Марка сплава	E и G при температуре, °C					
	24	200	300	400	500	550
36НХТЮ	202000	194000	185000	179000	170000	-
	79000	78000	-	68000	6550	-
36НХТЮ5М	211000	200000	194000	184000	-	176000
	81300	78800	75800	72300	-	67800
36НХТБ8М	211500	204000	195000	186000	-	175000
	81500	79000	76000	72500	-	67000

Сплав обладает низким электросопротивлением, высокой релаксационной стойкостью при 400-450 °C, коррозионной стойкостью, хорошо смачивается ртутью. Сплав применяют для токоведущих упругих элементов, контактных пружин, в частности для электромагнитных и ртутных реле.

**Сплав на основе системы Nb-Ti.** Сплав 55БТЮ предназначен для пружин ответственного назначения, которые наряду с высокими упругими свойствами, теплостойкостью и коррозионной стойкостью должны обладать сочетанием немагнитности и малого изменения модуля упругости при нагреве.

В закалённом или нормализованном состоянии сплав характеризуется структурой  $\beta$  – твёрдого раствора с ОЦК решёткой и имеет относительное удлинение  $\delta \geq 25$  %. Упрочнение сплава при старении происходит благодаря выделению из  $\beta$  – твёрдого раствора мелкодисперсной когерентной фазы  $(Nb,Ti)_3Al$ . Наивысшая прочность и упругость сплава достигается после старения при 650 °C в течение 8-10 часов после закалки или нормализации и 1 часа после холодной деформации.

Характерными особенностями сплава являются низкий модуль упругости и его высокая стабильность при нагреве до 600 °C, низкий гистерезис (0,2-0,25 %) и малое упругое последствие.

**Деформационно-твердеющие сплавы.** Сплавы этой группы обладают высокими упругими и прочностными характеристиками ( $\sigma_B$  до 3000 МПа), усталостной прочностью, твёрдостью, сопротивлением износу, немагнитностью и коррозионной стойкостью во многих средах. Высокие упругие и прочностные свойства деформационно-твердеющие сплавы приобретают после закалки на  $\gamma$  – твёрдый раствор, обязательной холодной

деформации (не менее 30 %) и последующего старения. Из деформационно-старееющих сплавов изготавливают упругие элементы преимущественно малого сечения – заводные пружины, керны, растяжки, приборные подшипники, торсионы, пишущие элементы, измерительные пружины и другие детали из холоднодеформированной проволоки и плющенко.

Окончательную термическую обработку готового изделия производят при 300-600 °С. В результате неё происходит упрочнение сплава и фиксация формы упругого элемента (термофиксация). Термическую обработку рекомендуется осуществлять в вакууме или аргоне.

Монтаж упругих элементов в приборах можно осуществлять аргоно-дуговой сваркой, пайкой или механическим креплением.

Химический состав деформационно-твердеющих сплавов приведён в табл. 33.

Таблица 33

Химический состав аустенитных деформационно-твердеющих коррозионно-стойких немагнитных сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, % (остальное Fe)				
	C	Co	Ni	Cr	Mo
40КХНМ	0,07-0,12	39-41	15-17	19-21	6,4-7,4
40КХНМВ	0,09-0,11	39-41	14-17	18-20	3,0-4,0
40КХНМИ(R)	0,07-0,09	39-41	15-17	19-21	6,4-7,4
40КНХМВТЮ	≤ 0,05	39-41	18-20	11,5-13	3,0-4,0
40КНХМ10ВТЮ	≤ 0,05	39-41	18-20	11-13	7,0-11,0

Марка сплава	Содержание элементов, % (остальное Fe)			
	W	Ti	Al	Re
40КХНМ	-	-	-	-
40КХНМВ	3,3-4,5	-	-	-
40КХНМИ(R)	-	-	-	6,8-7,2
40КНХМВТЮ	6,0-7,0	1,5-2,0	0,2-0,5	-
40КНХМ10ВТЮ	6,0-8,0	1,0-1,4	0,2-0,5	1,0-1,4

Примечание. Mn – 1,8-2,2 %; Si – не более 0,5 %; S и P – не более 0,02 %.

Сплав 40КХНМ предназначен для изготовления заводных пружин часовых механизмов, витых цилиндрических пружин, работающих при температурах до 400 °С, для кернов электроизмерительных приборов, для деталей в хирургии. Сплав обладает временным сопротивлением 2500-2700 МПа, модулем нормальной упругости 200 000 МПа, немагнитностью, коррозионной стойкостью в агрессивных средах и в условиях тропического климата.

Максимальные упругие и прочностные свойства достигаются после закалки с 1100-1150 °С, холодной деформации со степенью обжатия 70-75 % и отпуска при 500-550 °С.

Структура сплава в закалённом состоянии состоит из  $\gamma$  – твёрдого раствора и отличается высокой пластичностью. Основное упрочнение сплава происходит за счёт холодной пластической деформации, дополнительное – в процессе отпуска (старения). При старении образуются сегрегации из атомов молибдена, хрома и углерода (атмосферы Сузуки). Выделение избыточных фаз (при температуре выше 600 °С) вызывает разупрочнение сплава.

Оптимальная степень пластической деформации и температура отпуска зависят от конкретных свойств, которыми должно обладать изделие. Так, для заводных пружин степень деформации должна быть более 70 %, а упрочняющий отпуск производится при сравнительно низкой температуре – 375-400 °С. Это обеспечивает высокий крутящий момент пружин в сочетании с высокой циклической усталостью. «Живучесть» пружин из этого сплава во много раз выше, чем пружин из углеродистой стали. Вакуумная выплавка повышает живучесть ещё в два раза.

Для керновых опор, которые должны обладать высокой твёрдостью (HRC 62-64) и износостойкостью, степень деформации проволоки должна быть более 83 %. Отпуск производят при 500-550 °С. Сплав при этом становится хрупким.

Для медицинских изделий – сосудосшивающих скрепок и проволоки электрокардиостимуляторов, от которых требуется максимальная пластичность, применяют умягчающую термическую обработку – закалку с 1100-1150 °С. Для остальных изделий деформация составляет, как правило, 30-50 %, отпуск производят при 400-500 °С.

Введением вольфрама (сплав 40КХНМВ) можно несколько повысить релаксационную стойкость.

Сплав 40КХНМИ(R) благодаря наличию рения обладает не только более высокой релаксационной стойкостью, но и более высокой твёрдостью и износостойкостью по сравнению с рассмотренными выше сплавами. Проволока диаметром 0,5 мм из этого сплава после деформации со степенью 83 % и отпуска при 500-550 °С имеет твёрдость, равную твёрдости закалённой высокоуглеродистой углеродистой стали (HRC 62-64), и сохраняет износоустойчивость при длительных динамических нагрузках. Сплав 40КХНМИ(R) имеет более высокий модуль упругости, мало изменяющийся с увеличением степени деформации.

Сплавы 40КНХМВТЮ и 40КНХМ10ВТЮ являются немагнитными, обладают более высокой пластичностью по сравнению со сплавами типа 40КХНМ, что позволяет получать из них проволоку с обжатием 80-90 %. При этом возникает кристаллографическая текстура, что обеспечивает скачкообразное повышение предела упругости.

Перед холодной деформацией проволока подвергается закалке с температуры 1150-1200 °С. При волочении и последующем плющении проволоки происходит упрочнение металла. После навивки пружины подвергают старению при 350-450 °С, во время которого пружинная лента

дополнительно упрочняется и фиксируется в заданной форме, т.е. осуществляется термофиксация (заневоливание).

В массовом производстве применяют сплав 40КНХМВТЮ, пружины из которого обладают очень высокой циклической усталостью (более 20 000 циклов), во много раз большей, чем у пружин из углеродистой стали (4000-6000 циклов). При одинаковой величине крутящего момента живучесть пружин может быть увеличена на 25-30 % при вакуумной выплавке сплава.

Применение сплава 40КНХМ10ВТЮ для заводных пружин с повышенным крутящим моментом повышает точность хода часов, даёт возможность уменьшить толщину пружины и габариты часового механизма при увеличении длины пружины и продолжительности хода часов от одного завода.

**Сплавы с температурно-стабильным модулем упругости (элинвары).** Элинвары обладают малым температурным коэффициентом модуля упругости ( $\alpha_E$ ). Создание этих сплавов стало возможным благодаря обнаружению аномалии температурной зависимости модуля упругости в системе железо-никель. Наибольшим положительным температурным коэффициентом модуля упругости обладает сплав с 36 % никеля, а наименьшим (нулевым) – сплавы с 29 и 45 % никеля (рис. 94).

Кривая изменения температурного коэффициента модуля упругости при указанных содержаниях никеля идёт весьма круто, что на практике не позволяет гарантировать необходимого уровня свойств из-за сложности получения столь точного химического состава сплава.

Введением в железоникелевые сплавы хрома добиваются более пологого изменения температурного коэффициента модуля упругости.

Впервые созданный элинвар содержал 36 % никеля и 12 % хрома, однако он не обладал достаточной прочностью. Для повышения прочности элинвары легируют либо углеродом и карбидообразующими элементами, либо элементами, способствующими дисперсионному твердению за счёт образования интерметаллидных соединений.

Элинвары делят на три группы:

- упрочняемые карбидами;
- дисперсионно-твердеющие;
- деформационно-твердеющие.

Химический состав сплавов приведён в табл. 34.

**Сплавы, упрочняемые карбидами,** характеризуются таким содержанием углерода, которое обеспечивает образование необходимого количества карбидов. В их состав входит около 35-36 % никеля и различное количество карбидообразующих элементов.

Наиболее распространённый сплав 35НХМВ – упрочняется после закалки с 1000-1050 °С, наклёпа с большой степенью деформации и отпуска при 500-550 °С.

Сплавы, упрочняемые карбидами, обладают рядом существенных недостатков, ограничивающих их применение: сильной ферромагнитностью,

трудностью изготовления деталей, плохой свариваемостью и недостаточной коррозионной стойкостью.

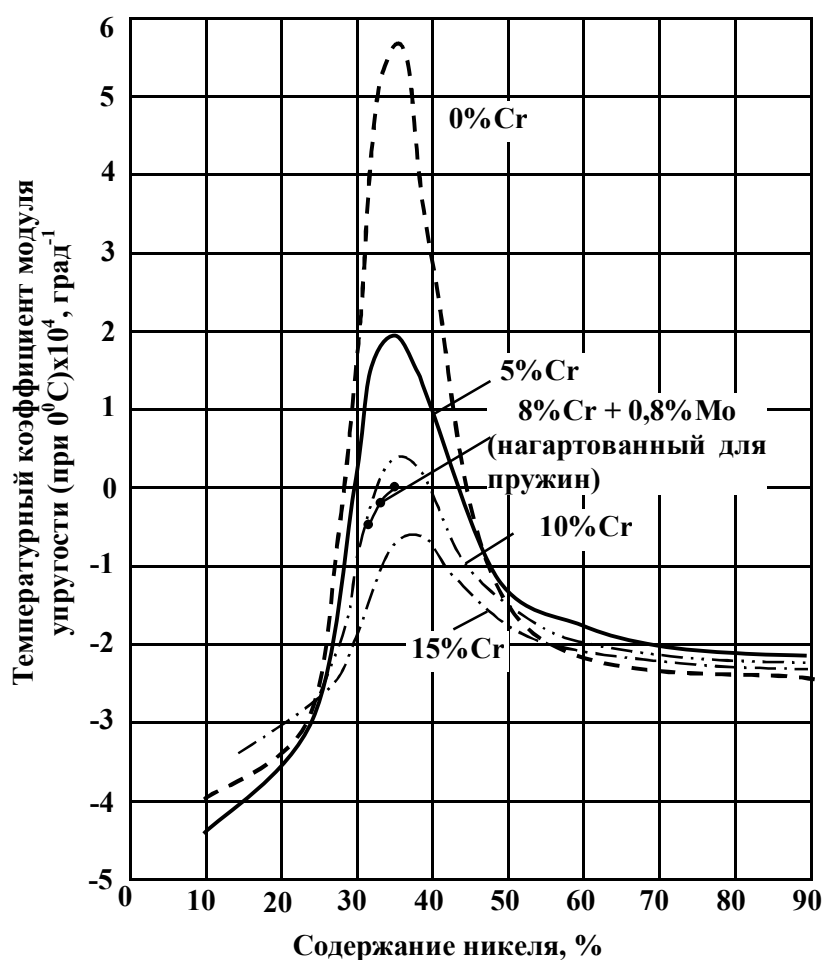


Рис. 94. Зависимость температурного коэффициента модуля упругости железоникелевых сплавов от содержания никеля и хрома.

**Дисперсионно-твердеющие элинвары** обязательно легируют титаном и алюминием, образующими интерметаллические соединения. Характерным для этих сплавов является низкое содержание углерода ( $< 0,05\%$ ). При большем содержании углерода при старении прежде всего будут образовываться не мелкодисперсные равномерно распределённые интерметаллиды типа  $(\text{Ni,Fe})_3(\text{TiAl})$ , а карбиды. К тому же выделение карбидов, как правило, происходит по границам зёрен, что вызвало бы охрупчивание сплавов.

Поскольку температурный коэффициент модуля упругости  $\alpha_E$  определяется составом твёрдого раствора, а содержание никеля при этом играет весьма важную роль, то приходится учитывать расход никеля на образование интерметаллидной упрочняющей фазы. Именно поэтому



содержание никеля увеличено по сравнению со сплавами, упрочняемыми карбидами, в которых этот элемент не расходуется на образование упрочняющей фазы.

Для получения оптимальных механических и физических свойств дисперсионно-твердеющие элинвары закаливают в воде с 920-950 °С. После закалки сплавы приобретают высокую пластичность, и в этом состоянии они подвергаются штамповке или другой обработке. Наибольшее упрочнение закалённых сплавов достигается в результате старения при 700-750 °С.

Сплавы с интерметаллидным упрочнением упрочняются сильнее в том случае, когда старению предшествует наклёп, чем в случае старения непосредственно после закалки.

Сплавы 42НХТЮ, 44НХТЮ и 43НКТЮ характеризуются низким температурным коэффициентом модуля упругости соответственно до 100 °С ( $20 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ ), 180-200 °С ( $15 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ ), 350 °С ( $30 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ ). В связи с этим назначаются и рабочие температуры упругих чувствительных элементов из этих сплавов: для 42НХТЮ – до 100 °С, для 44НХТЮ – до 200 °С, для 43НКТЮ – до 300 °С.

Предел прочности сплава 42НХТЮ – 1200-1600 МПа, двух других – 1200 МПа.

Сплав 42НХТЮА, отличающийся от 42НХТЮ более узкими пределами содержания примесей и легирующих элементов и подвергающийся упрочнению после деформации, обладает минимальным температурным коэффициентом модуля упругости, обеспечивающим температурную погрешность волосковых спиралей часов (в системе баланс-волосок) менее 0,3 с/град. сут. Предел прочности сплава после старения при 700 °С – 1100-1400 МПа.

**Деформационно-твердеющие элинвары** в табл. 34 представлены сплавами 36НХ11 и ЭП297. Их отличает температурная стабильность модуля упругости, которая сохраняется до 100 °С. Эти сплавы имеют наиболее высокую коррозионную стойкость из всех элинварных сплавов.

В закалённом состоянии сплав 36НХ11 представляет собой однофазный твёрдый раствор. После дополнительного отпуска его предел прочности составляет только 700 МПа. Однако, после холодной пластической деформации с обжатием 90 % и старения при 600 °С предел прочности достигает 1400 МПа.

Помимо применения эффективных режимов термической и термомеханической обработки, повышение качества элинварных сплавов может быть достигнуто в результате улучшения металлургических методов их производства – вакуумной выплавки, электрошлакового, вакуумно-дугового и электронно-лучевого переплава. Применение этих методов, а также раскисление редкоземельными металлами позволяет значительно повысить усталостную прочность и характеристики пластичности и вязкости элинварных сплавов.

Таблица 34

Химический состав элинваров

Группа	Марка сплава	Содержание элементов, %									
		C, не более	Si	Mn	Cr	Ni	W	Mo	Ti	Al	Co
1	ЭИ25	0,4	0,5	0,3-0,8	7,3-8,3	36,5-38,5	-	-	-	-	-
	ЭИ574	0,7-0,8	0,5	2,0-3,0	7-9	33-35	2-4	-	-	-	-
	35НХМВ	1,14-1,26	0,2-0,4	0,8-0,9	8,5-9,5	34,3-35,7	2-4	1,8-2,2	-	-	-
2	42НХТЮ	0,05	0,5-0,8	0,5-0,8	5,3-5,9	41,5-43,5	-	-	2,4-3,0	0,5-1,0	-
	42НХТЮА	0,05	0,4-0,7	0,3-0,6	5,0-5,6	41,5-43,5	-	-	2,3-2,9	0,6-1,0	-
	44НХТЮ	0,05	0,3-0,6	0,3-0,6	5,0-5,6	43,5-45,5	-	-	2,2-2,7	0,4-0,8	-
	43НКТЮ	0,05	0,1-0,3	0,2-0,4	-	42,5-43,5	-	-	2,7-3,1	0,8-1,2	11,5-12,5
3	36НХ11	0,15-0,25	0,2-0,4	0,3-0,6	10,5-11,5	35,5-37,5	-	-	-	-	-
	ЭП297	0,12	0,6	0,2-0,5	10,0-12,0	35,0-37,0	-	-	-	-	-

Примечание: S и P – не более 0,02 %.

## 10.4. Сплавы с эффектом памяти формы

Наиболее перспективными сплавами с эффектом памяти формы (ЭПФ) являются сплавы системы Ti-Ni-никелид титана (нитинол). Реже используют более дешёвые сплавы на основе меди Cu-Al-Ni и Cu-Al-Zn.

Химический состав нитинолов, выпускаемых отечественной промышленностью, приведён в табл. 35.

Таблица 35  
Химический состав сплавов никелида титана, %(масс.)

Марка сплава	Основные элементы		Примеси, не более							
	Ni	Ti	Fe	Si	C	N	O	H	Co	Ост.
ТН-1	53,5-56,5	Ост.	0,3	0,15	0,10	0,05	0,2	0,013	-	0,30
ТН-1К	50,0-53,5	Ост.	4,5	0,15	0,10	0,05	0,2	0,030	0,2	0,30

Никелид титана подвергают обработке давлением в интервале температур 700-900 °С. Нагрев до более высоких температур опасен из-за сильного окисления и образования хрупкого газонасыщенного слоя.

Из сплавов никелида титана производят листы толщиной до 10 мм, проволоку, прессованные прутки диаметром до 110 мм и трубы с наружным диаметром до 50 мм.

Основные свойства сплавов никелида титана приведены ниже:

	ТН-1	ТН-1К
Плотность, г/см <sup>3</sup>	6,45-6,50	
Температура плавления, °С	1250-1310	
Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	600-800	800-1000
Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	400-600	500-700
Относительное удлинение $\delta$ , %	20-40	20-40

Основным недостатком сплавов на основе меди является их высокая хрупкость. После холодной деформации на 2-3 % происходит интеркристаллитное разрушение. Поэтому возможна только горячая их обработка. Кроме того, сплавы на основе меди характеризуются более низким сопротивлением усталости.

Указанные обстоятельства, а также высокая коррозионная стойкость и стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением, несмотря на более высокую стоимость, делают сплавы на основе никелида титана незаменимыми для изделий ответственного назначения.

Применение сплавов с эффектом памяти формы позволяет создавать принципиально новые конструкции в разных отраслях машиностроения, приборостроения, авиакосмической и ракетной техники, энергетики, медицины и др.

В авиации, космонавтике, при монтаже подводных конструкций и многих других случаях применяют муфты для термомеханического соединения труб (рис. 95). Преимуществом муфт, изготовленных из сплавов с памятью формы, помимо их высокой надёжности, является отсутствие высокотемпературного нагрева (в отличие от сварки). Поэтому свойства материалов вблизи соединения не ухудшаются. Известно применение муфт диаметром до 150 мм. В некоторых случаях для изготовления муфт применяют также сплав на основе Cu-Zn-Al.

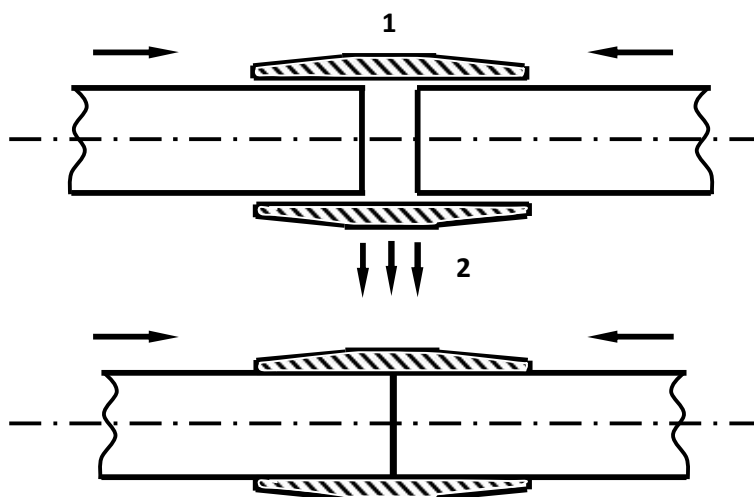


Рис. 95. Соединение труб с использованием эффекта памяти формы:  
1 – введение труб после расширения муфты; 2 - нагрев

Для неподвижного соединения деталей обычно применяются заклёпки и болты. Однако, если невозможно осуществлять какие-либо действия на противоположной стороне скрепляемых деталей, выполнение операций крепления вызывает определённые трудности. В этом случае эффективно применение стопоров, изготовленных из сплава с эффектом памяти формы. В исходном состоянии стопор имеет раскрытый торец (рис. 96,а). Перед осуществлением операции крепления стопор погружается в сухой лёд или жидкий воздух; при этом торцы выпрямляются (рис. 96,б); стопор вводится в отверстие для крепления (рис. 96,в); при повышении температуры до комнатной происходит восстановление формы, торцы штифта расходятся (рис. 96,г).

Весьма актуально применение сплавов памяти формы в медицине. Для коррекции позвоночника используют сплавы на основе Ti-Ni с добавками Cu,

Fe и Mo, проявляющие после восстановления формы высокую эластичность в интервале температур от 35 до 41 °С. Корректирующие устройства с такими сплавами, в отличие от ранее применявшихся, создают постоянное по величине напряжение воздействия на позвоночник в течение всего периода лечения независимо от смещения точек опоры устройства.

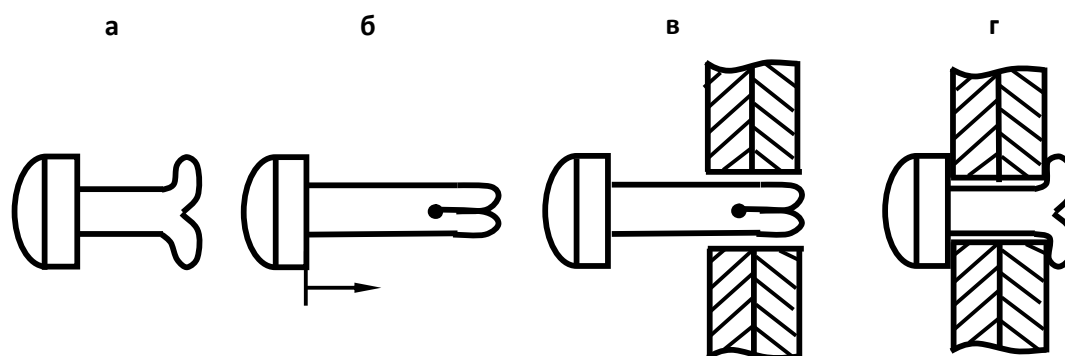


Рис. 96. Принцип действия стопора с эффектом памяти формы

Сплавы памяти формы используют также при изготовлении пластинок для соединения костей, внутрикостных шпилек, устройств для скелетного вытяжения, проволоки для исправления положения зубов.

### 10.5. Проводниковые материалы

Проводниковые материалы должны обладать прежде всего высокой электропроводностью для уменьшения потерь при передаче электроэнергии. Об электрических потерях обычно судят по удельному электросопротивлению  $\rho$ , значение которого для проводниковых материалов приведены в табл. 36.

Кроме высокой электропроводности рассматриваемые материалы должны отвечать ещё ряду эксплуатационных и технологических требований: обладать высокой механической прочностью для предохранения проводов от провисания, достаточной пластичностью для волочения проволоки, хорошей коррозионной устойчивостью в атмосферных условиях, лёгкостью пайки и сварки.

Так как при легировании металлов возможно образование твёрдых растворов, что согласно закону Н.С. Курнакова вызовет повышение электросопротивления, в качестве проводниковых материалов обычно применяются чистые металлы: медь и алюминий, реже – серебро и железо, в особо ответственных случаях используют даже золото. Наибольшей

электропроводностью обладает серебро, но по экономическим соображениям за эталонный проводниковый материал принята отожжённая медь.

Таблица 36

Удельное электросопротивление и удельная электропроводность проводниковых материалов

Показатели	Au	Ag	Cu	Al	Fe
Удельное электросопротивление, Ом x см x 10 <sup>-6</sup>	2,1	1,5	1,7	2,8	9,8
Удельная электропроводность, Ом <sup>-1</sup> x см <sup>-1</sup> x 10 <sup>6</sup>	0,477	0,667	0,588	0,357	0,102

В отожженном состоянии медь обладает низкой прочностью. Прочностные характеристики меди можно существенно повысить путём создания наклёпа при волочении. Электропроводность при этом снижается всего на 2-3 %. Вместе с тем этот способ не всегда приемлем, так как наклёп ведёт к резкому падению пластичности.

На практике применяют и второй путь повышения прочности меди – легирование, которое, однако, способствует снижению электропроводности. Меньше всего снижают электропроводность серебро, кадмий и цинк (рис.97). Наилучшим легирующим элементом проводниковой меди признан кадмий, предел растворимости которого в меди менее 0,3 %. Для упрочнения меди в неё вводится около 1 % кадмия. Избыток его сверх предела растворимости выделяется в виде упрочняющей фазы Cu<sub>2</sub>Cd. Предел прочности меди, легированной кадмием (кадмиевой бронзы), достигает 700 МПа (после волочения), а электропроводность составляет 83-85 % от отожжённой меди.

В таблице 37 приведены состав, свойства и назначение электротехнических медных сплавов.

Алюминий обладает примерно в 1,7 раза большим электросопротивлением, чем медь, однако плотность его втрое меньше, чем меди. Поэтому масса алюминиевого проводника равной длины и электросопротивления вдвое меньше медного. Это позволило заменить в нашей стране медь для воздушных линий электропередач алюминием и начать производство алюминиевых изолированных кабелей.

Для изготовления токопроводящих изделий применяют алюминий технической чистоты марок А7, А6, А5, А0, для кабелей – марки А7.

Более высокой механической прочностью обладают алюминиевые сплавы типа **альдрей**, которые содержат около 0,4 % магния, 0,6 % кремния и 0,25 % железа. Сравнительные характеристики алюминия и альдрея таковы: удельное электросопротивление 2,8 x 10<sup>-6</sup> и 3,1 x 10<sup>-6</sup> Ом x см; σ<sub>В</sub> – 160 и 350 МПа; δ - 2 и 8 % соответственно.

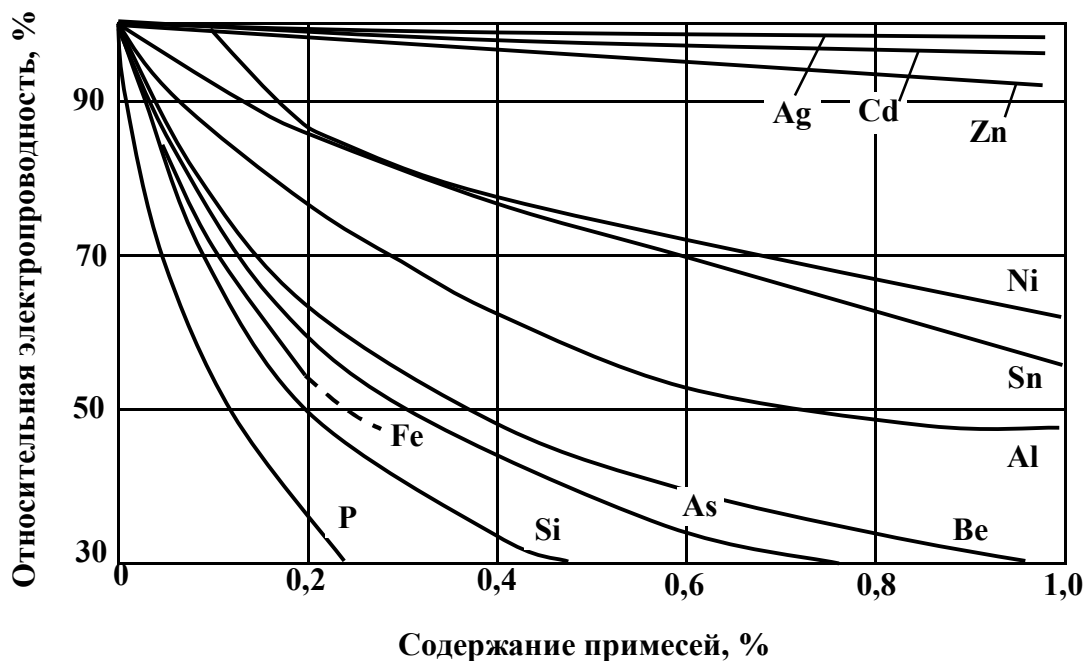


Рис. 97. Влияние примесей на электропроводность меди

Таблица 37

Назначение и свойства электротехнических медных сплавов

Сплав	Назначение	Свойства		
		электро-проводность, %	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Медь ММ (отожжённая)	Проводниковые жилы	100	250-280	18-55
Медь МТ (нагартованная)	Контактные провода, шины	98	340-390	0,5-2,5
Бронза кадмиевая (0,9 % Cd)	Токопроводящие пружины	95	310	50
		83-90	730	4
Бронза (0,8 % Cd, 0,6 % Sn)		55-60	290	55
		50-55	730	4
Бронза (2,5 % Al, 2 % Sn)		15-18	370	45
		15-18	970	4
Латунь (30 % Zn)	25	320-350	60-70	
	25	880	5	

Примечание. Для сплавов верхняя строка относится к отожжённому, нижняя — к холоднокатаному состоянию.

Ещё более высокая прочность обеспечивается при применении сталелюминиевых проводов (сердечник из стальных жил с алюминиевой оболочкой).

Для работы при низких температурах могут с успехом применяться сверхпроводящие материалы. В настоящее время известно большое число

металлов, двойных и тройных сплавов, обладающих сверхпроводящими свойствами. Поскольку сверхпроводимость разрушается собственным током сверхпроводника, практический интерес представляют «жёсткие» сверхпроводники. В табл. 38 приведены некоторые свойства «жёстких» сверхпроводников.

Большинство сверхпроводящих соединений являются интерметаллидами, в связи с чем они малопластичны. Высокой пластичностью в горячем и холодном состояниях отличаются лишь сплавы системы Nb-Ti 35БТ и 65БТ. Из проволоки этих сплавов изготавливают сверхпроводящие композиционные материалы (СКМ) в виде жил из сверхпроводящего сплава, заключённых в матрицу из вакуумной меди. Диаметр отдельной жилы – 0,07 мм, диаметр СКМ – 0,5 мм, количество жил – несколько десятков. Критическая плотность тока такого СКМ может достигать значений  $1-2 \times 10^5 \text{ А/см}^2$  при напряжении внешнего магнитного поля до 35 кЭ.

Таблица 38

Характеристики некоторых сверхпроводящих материалов

Материал	Температура перехода, $^{\circ}\text{K}$	Критическое магнитное поле при $^{\circ}\text{K}$ , кЭ
$\text{Nb}_3\text{Sn}$	18,1	245
$\text{V}_3\text{Si}$	17,0	234
$\text{Nb}_3\text{Al}_{0,8}\text{Ge}_{0,2}$	20,8	400
$\text{Nb}_x\text{Ti}_{1-x}$	11,0	100

Соединение  $\text{Nb}_3\text{Sn}$  получают в виде ленты диффузионным методом. Для этого ленту из ниобия толщиной 15-20 мкм протягивают через ванну с расплавленным оловом, а затем наносят стабилизирующее медное покрытие толщиной 15-30 мкм. Полученный таким образом материал имеет марку 70Б. Лента из материала 70Б шириной 20 мм, помещённая в поперечное магнитное поле напряжённостью 60 кЭ, способна пропустить ток силой 400 А. Температура перехода в сверхпроводящее состояние – 16,6  $^{\circ}\text{K}$ .



## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Гуляев А.П. Металловедение: учебник для вузов. 6-е изд. М.: Металлургия, 1986. - 544 с.

Пейсахов А.М., Кучер А.М. Материаловедение и технология конструкционных материалов: учебник. СПб.: Изд-во Михайлова В.А., 2003. - 407 с.

Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И., Войткун Ф. Материаловедение: учебник для вузов. Изд-е 2-е перераб. и доп. СПб.: Химиздат, 2002. - 696 с.

Теплухин Г.Н., Маслов Ю.Н., Теплухин В.Г. Высокотемпературные материалы в ЦБП: учеб. пособие. СПб.: СПбГТУ РП, 1994. - 77 с.

Теплухин Г.Н. Закономерности структурообразования в сталях перлитного класса. Л.: Изд-во Ленингр. университета, 1982. - 186 с.

Теплухин Г.Н., Пейсахов А.М., Теплухин В.Г. Износостойкие материалы в ЦБП: учеб. пособие. СПб.: СПбГТУ РП, 1995. - 84 с.

Теплухин Г.Н. Конструкционные и инструментальные стали: учеб. пособие. Л.: СЗПИ, 1983. - 78 с.

Теплухин Г.Н. Порошковые материалы: учеб. пособие. Л.: СЗПИ, 1984. - 80 с.

Теплухин Г.Н., Хазанов С.А. Стали и сплавы с особыми физическими свойствами: учеб. пособие. Л.: СЗПИ, 1980. - 80 с.

Теплухин Г.Н., Маслов Ю.Н., Пейсахов А.М., Теплухин В.Г. Цветные металлы и сплавы: учеб. пособие. СПб.: СПбГТУ РП, 2000. - 86 с.

Теплухин Г.Н., Пейсахов А.М. Фазовые превращения в сталях перлитного класса. СПб.: Изд-во Политехнического университета, 2009. -219 с.

Теплухин Г.Н., Теплухин В.Г., Теплухина И.В. Материаловедение: учебное пособие / ГОУВПО СПбГТУРП.- СПб., 2010.-169с.: ил.97, табл.38.

## ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	3
<b>1. Свойства металлов как следствие особенностей междоатомной связи.....</b>	<b>5</b>
1.1. Кристаллическое строение металлов.....	6
1.2. Полиморфизм металлов.....	8
1.3. Анизотропия.....	9
1.4. Несовершенства кристаллического строения металлов.....	10
1.5. Закономерности кристаллизации металлов.....	14
<b>2. Металлические сплавы.....</b>	<b>16</b>
2.1. Общие положения.....	-
2.2. Диаграммы состояния сплавов.....	19
2.3. Связь между типом диаграмм состояния и свойствами сплавов (закон Курнакова).....	29
<b>3. Железо и его сплавы.....</b>	<b>31</b>
3.1. Диаграмма состояния системы железо-углерод.....	-
3.2. Углеродистые стали.....	36
3.3. Чугуны.....	39
<b>4. Термическая обработка стали.....</b>	<b>45</b>
4.1. Критические точки в стали.....	-
4.2. Рост аустенитного зерна.....	-
4.3. Превращение переохлажденного аустенита.....	48
4.4. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении.....	52
4.5. Основные виды термической обработки.....	-
4.5.1. Отжиг.....	-
4.5.2. Закалка стали.....	61
4.5.3. Отпуск стали.....	64
4.6. Химико-термическая обработка стали.....	65
4.6.1. Цементация.....	67
4.6.2. Азотирование.....	70
<b>5. Легированные стали.....</b>	<b>71</b>
5.1. Легированные стали и легирующие элементы.....	-
5.2. Классификация легированных сталей.....	73
5.3. Основные принципы обозначения марок стали.....	75
5.4. Конструкционные стали общего назначения.....	76
5.5. Конструкционные стали специального назначения.....	86

<b>6.</b>	<b>Материалы, применяемые в теплоэнергомашиностроении</b> .....	92
6.1.	Закономерности поведения металлических материалов в условиях нагрева и характеристики жаропрочности.....	-
6.2.	Теплоустойчивые стали.....	95
6.3.	Жаропрочные стали.....	97
6.4.	Окалиностойкие (жаростойкие) стали.....	99
6.5.	Жаропрочные сплавы.....	100
<b>7.</b>	<b>Инструментальные стали и сплавы</b> .....	103
7.1.	Углеродистые и низколегированные стали для режущего инструмента.....	-
7.2.	Быстрорежущие стали.....	107
7.3.	Твердые сплавы.....	109
7.4.	Минералокерамические материалы.....	111
7.5.	Сверхтвердые инструментальные материалы.....	-
<b>8.</b>	<b>Цветные металлы и сплавы</b> .....	112
8.1.	Медь и ее сплавы.....	-
8.2.	Титан и его сплавы.....	123
8.3.	Алюминий и его сплавы.....	125
8.4.	Магний и его сплавы.....	134
<b>9.</b>	<b>Антифрикционные материалы</b> .....	140
9.1.	Металлические антифрикционные материалы.....	-
9.2.	Неметаллические антифрикционные материалы.....	143
<b>10.</b>	<b>Стали и сплавы с особыми физическими свойствами</b> .....	144
10.1.	Магнитные и электротехнические стали и сплавы.....	145
10.2.	Сплавы с особенностями теплового расширения.....	148
10.3.	Сплавы с особыми упругими свойствами.....	152
10.4.	Сплавы с эффектом памяти формы.....	161
10.5.	Проводниковые материалы.....	163
	<b>Библиографический список</b> .....	167

**Учебное издание**

**Гелий Николаевич Теплухин  
Антон Васильевич Гропянов**

**МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА**  
**Учебное пособие**

Редактор и корректор Т.А. Смирнова

Техн. редактор Л.Я. Титова

Темплан 2012 г., поз. 21

Подп. к печати 02.03.11. Бумага тип. №1.

Формат 60x84/16.

Печать офсетная. Объем 10,75 печ. л., 10,75 усл.-печ. л.

Тираж 300 экз. Изд. №21. Цена «С». Заказ

Ризограф ГОУВПО Санкт-Петербургского государственного  
технологического университета растительных полимеров, 198095, Санкт-  
Петербург, ул. Ивана Черных, д. 4.