



МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

КЕМЕРОВСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
ПИЩЕВОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ (УНИВЕРСИТЕТ)

Б.С. Троицкий, А.Л. Майтаков

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебное пособие

Для студентов вузов

Кемерово 2014

УДК: 669: 620.22

ББК

Т

Рецензенты:

А.Н.Смирнов, доктор технических наук, профессор кафедры «Технология машиностроения» Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф. Горбачёва

В.Н. Агафонов, кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология металлов и ремонт машин» Кемеровского государственного сельскохозяйственного института

Рекомендовано Редакционно-издательским советом
Кемеровского технологического института пищевой
промышленности

Троицкий Б.С., Майтаков А.Л.

Материаловедение. Курс лекций. - /Кемеровский технологический институт пищевой промышленности. – Кемерово, 2014. – _____с.

Пособие соответствует Государственному образовательному стандарту обучения студентов механических специальностей всех форм обучения.

В пособии изложены теоретические основы кристаллографии, атомно-кристаллического строения твердых тел и их дефектной структуры, физические основы деформации и разрушения материалов. Рассмотрены вопросы теории и технологии термической обработки сталей и сплавов, применяемых в пищевом и общем машиностроении.

Табл. - 1, ил. - 100, библиогр. - 17 назв.

УДК: 661.01: 661.78

ISBN

М $\frac{2608000000}{У50(03) - 04}$

УДК 69:620.22(075)

ББК 34.2:30.3я7

Охраняется законом об авторском праве, не может быть использовано любым незаконным способом без письменного договора

© КемТИПП 2014

ВВЕДЕНИЕ

Материаловедением называют область знаний, в которой излагаются закономерности, связывающие состав и структуру материалов с их служебными характеристиками, а также с изменениями свойств материалов в условиях их эксплуатации.

Научные основы материаловедения заложили выдающиеся русские ученые П.П. Аносов, Д.К. Чернов, Н.С. Курнаков, А.М. Бутлеров. Фундаментальные основы современного физического металловедения заложены работами Г.В. Курдюмова, А.А. Бочвара, А.А. Байкова, В. И. Данилова, Н.А. Минкевича. В теорию и практику разработки органических материалов значительный вклад внесен работами С.В. Лебедева и А.А. Баландина.

Из зарубежных ученых следует отметить металловедов М. Козна, Р. Мейла, Э. Бейна, а также создателей методов изучения структуры М. Лауэ, П. Дебая, У.Г. и У.Л. Бреггов и химиков К. Циглера и Д. Натта.

В конце XIX и начале XX века основными конструкционными материалами являлись металлические материалы (стали, чугуны, сплавы на основе меди и алюминия).

В последние десятилетия материаловедческая наука была связана не только с совершенствованием традиционных металлических материалов, но и с созданием принципиально новых классов конструкционных материалов - полупроводников и пластических масс, композиционных материалов и металлокерамики, аморфных сплавов и сверхпроводящих керамик. Задачами материаловедения стало не только изучение строения и свойств каждого из указанных классов материалов, но и их совместного поведения в конструкциях и изделиях.

На протяжении всей истории своего развития материаловедение как инженерная дисциплина тесным образом связано с достижениями фундаментальных наук (физики, химии, механики). Поэтому в курсе «Материаловедение», для объяснения изучаемых вопросов привлекаются основы термодинамики, кристаллографии, атомно-кристаллического строения твердых тел и их дефектной структуры, физические основы деформации и разрушения материалов.

ЧАСТЬ 1 СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

Глава 1 СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

1.1. Атомно-кристаллическое строение металлов

Большинство используемых в технике материалов являются металлическими, поэтому в курсе материаловедения им уделяется главное внимание.

Металлы характеризуются металлическим блеском, высокой тепло- и электропроводностью, легкой деформируемостью, способностью переходить в сверхпроводящее состояние при снижении температуры (вблизи абсолютного нуля), а при нагревании испускать электроны.

Из всего ряда свойств, характеристикой, наиболее присущей металлам является электропроводность: металлы обладают значительно более высокой электропроводностью по сравнению с неметаллами. Кроме того, у металлов электропроводность понижается с ростом температуры, у неметаллов она растет.

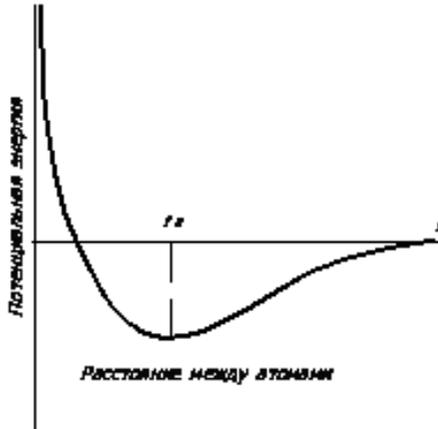
1.1.1 Межатомная связь в металлах

Металлический тип связи характеризуется тем, что при сближении атомов валентные электроны теряют принадлежность к отдельным атомам и становятся общими, образуя так называемый «электронный газ».

Связь в этом случае определяется электростатическим притяжением между положительно заряженным ионным скелетом и отрицательно заряженным электронным газом. Этот особый тип связи в металлах (ненаправленной) и обуславливает большинство характерных для металла свойств (высокую электро- и теплопроводность, хорошую деформируемость и т.д.).

При всех типах межатомной связи атомы стремятся расположиться на таких расстояниях друг от друга, чтобы энергия взаимодействия была минимальной (рис. 1). Поскольку атомы

химически неразличимы в материале, то минимум энергии достигается одновременно для большого числа атомов, находящихся на одинаковом расстоянии друг от друга и образующих



кристаллическую решетку.

Рис. 1. Изменение энергии связи при сближении атомов в кристалле

1.1.2. Кристаллическое строение металлов

Закономерное расположение атомов в кристалле описывается кристаллической решеткой, т.е. трехмерным, периодически повторяющимся расположением атомов во всем объеме кристалла. Наименьший объем, который характеризует особенности строения кристалла данного металла, называется **элементарной ячейкой**. Последовательные перемещения элементарной ячейки на определенные расстояния, называемые трансляциями решетки, позволяют последовательно пройти все области кристалла. Ячейки, или кристаллические решетки характеризуются следующими основными параметрами: симметрией, периодами решетки, координационными числами и коэффициентами компактности решетки.

Большинство металлов кристаллизуется в трех типах решеток: гранцентрированной кубической, объемно-центрированной кубической и гексагональной, которая может быть плотноупакованной и неплотноупакованной. Эти три типа решеток

приведены на рис. 2.

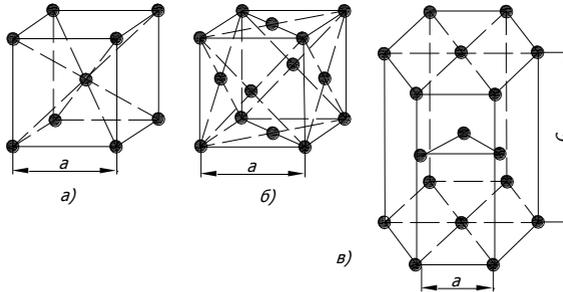


Рис. 2. Элементарные ячейки плотноупакованных кристаллических решеток: *a* - объемно-центрированная кубическая; *b* - гранецентрированная кубическая; *в* - гексагональная плотноупакованная; *a* и *c* – параметры решеток

Периодом кристаллической решетки называется расстояние между центрами двух соседних атомов, расположенных вдоль рационально выбранных осей ячейки (при таком выборе обеспечивается ее минимальный объем). Периоды решетки измеряют в нанометрах – нм (10^{-9} м), либо в ангстремах - А ($1 \text{ нм} = 10 \text{ А}$, $1 \text{ А} = 10^{-10} \text{ м}$).

У большинства металлов периоды решеток находятся в пределах от 0,25 до 0,55 нм.

Координационным числом (К) называется количество атомов, находящихся на наиболее близком и одинаковом расстоянии от любого произвольно выбранного атома в решетке. Координационное число для объемно-центрированной кубической (ОЦК) решетки равно 8 (атом в центре куба имеет 8 соседей). Для гранецентрированной кубической решетки (ГЦК) координационное число - 12. В гексагональной плотноупакованной решетке (ГПУ) координационное число также равно 12.

Базисом решетки называют количество атомов, принадлежащих на одну элементарную ячейку. При этом, как уже отмечалось, надо иметь в виду, что атомы в углах ячеек принадлежат одновременно 8 ячейкам, атомы, расположенные в центрах граней - двум ячейкам. Тогда, базис ГЦК решеток равен 4, базис ОЦК составляет 2 и базис ГПУ равен 6.

Коэффициент компактности решетки η определяется отношением объема, занимаемого атомами с условно сфериче-

ской формой V_a , ко всему объему ячейки V_p , т.е.

$$\eta = V_a/V_p. \quad (1)$$

Для ОЦК решеток коэффициент компактности равен 0,68, для ГЦК и для ГПУ решеток он равен 0,74 (при $c/a = 1,633$).

При решении задач, стоящих перед металлографией, необходимо иметь систему обозначений для записи ориентации граней кристалла и плоскостей, расположенных внутри кристалла.

Эти обозначения должны давать лишь ориентацию, но не обязательно определять конкретное положение плоскостей в кристалле. Для этой цели приняты **индексы Миллера** (h, k, l). В отличие от естественной записи положения плоскости величинами отрезков, отсекаемых ею на осях координат (на трех ребрах элементарной ячейки), эти индексы записывают в обратных величинах, т. е. индексы Миллера соответствуют величинам обратным величинам отрезков, отсекаемых плоскостями на осях координат.

Индексы наиболее часто встречающихся плоскостей и направлений для кубических решеток приведены на рис. 3.

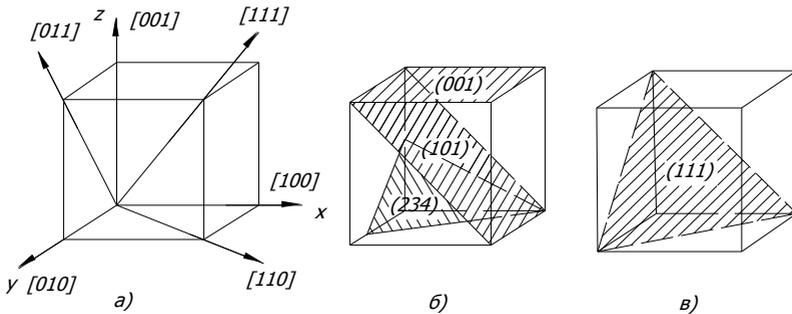


Рис. 3. Кристаллографические индексы направлений (а) и плоскостей (б, в) в кубических решетках

Одним из наиболее распространенных и прямых методов определения типа кристаллических решеток и размеров элементарных ячеек является метод рентгеноструктурного анализа.

Возможно также определение этих величин с помощью дифракции электронов и нейтронов.

1.1.3. Анизотропия кристаллов

Физические свойства кристаллов можно разделить на две группы. К одной группе относятся свойства, не зависящие от направления в кристалле. Такими свойствами является, например плотность, определяемая соотношением между массой и объемом. Для кристаллов кубической симметрии от направления не зависят и такие свойства как проводимость и показатель преломления. Но большинство свойств даже для кристаллов с кубической решеткой, зависят от направлений, так как в разных направлениях различна плотность расположения атомов. Зависимость свойств от направления в кристаллической решетке называется ***анизотропией***.

Если образец состоит из одного кристалла (монокристалла), то анизотропия свойств проявляется в самой большой степени. Напротив, в поликристалле, состоящем из большого числа различно ориентированных зерен, анизотропия свойств отсутствует, т.е. поликристаллический металл ***изотропен***. Его свойства во всех направлениях одинаковы. В поликристаллических веществах анизотропии свойств добиваются созданием преимущественно одинаковой ориентировки многих зерен в том или ином направлении. Такая преимущественная, но не абсолютно одинаковая ориентировка зерен называется ***текстурой***. В металлах текстуры образуются в результате деформации и отжига деформированных образцов, обработки материалов в электрических и магнитных полях. Текстурированные образцы используют, например, при производстве электротехнических сталей.

1.1.4. Полиморфизм

Рассматривая вопрос о кристаллических решетках металлов, следует отметить, что для одной и той же подгруппы периодической системы элементов, металлы кристаллизуются, как правило, с образованием элементарной ячейки одинакового типа.

Так, большинство щелочных металлов имеет объемно-центрированную кубическую решетку, щелочноземельных - гексагональную плотноупакованную (за исключением бария, который имеет ОЦК решетку).

Однако, для многих металлов характерно существование двух и даже трех типов кристаллических решеток. Так, железо, которое при низких температурах имеет ОЦК решетку (α - железо), при нагреве до $911\text{ }^{\circ}\text{C}$ перестраивается в ГЦК решетку (γ -железо), а при $1399\text{ }^{\circ}\text{C}$ - снова в ОЦК решетку (δ -железо), но уже с периодом несколько отличным от низкотемпературной модификации.

Явление *полиморфизма* в железе было открыто Д.К. Черновым в 1868 г.

Многие другие технически важные металлы, также имеют несколько модификаций. Например, титан имеет две модификации - ГПУ (α - Ti) и ОЦК (β - Ti), кобальт - ГПУ (α - Co) и ГЦК (β - Co). **Факт существования различных кристаллических решеток у одного элемента в разных температурных областях называется полиморфизмом или аллотропией.** Переход от одного типа решетки к другому называется **полиморфным или аллотропическим превращением.** Оно связано с тем, что у элементов происходит перераспределение атомов потому, что, начиная с некоторой температуры, термодинамически более устойчиво расположение атомов в конфигурации новой решетки.

Полиморфные превращения могут происходить не только в результате изменения температуры, но также и под действием высоких давлений. Наиболее ярким примером технического использования протекания полиморфизма под действием высоких давлений (до 10^4 МПа или 100000 ат) является получение синтетических алмазов из графита.

Полиморфизм обеспечивает возможность в значительной степени изменять свойства широкого круга используемых в технике конструкционных материалов (сплавов на основе железа, титана, кобальта и других элементов).

1.1.5. Магнитные превращения

Кроме полиморфных превращений, заключающихся в перестройке кристаллических решеток, в металлах могут наблюдаться превращения, не приводящие к изменению типа решетки. Они заключаются в перестройках электронных оболочек, обусловленных изменением магнитных моментов. Такие превращения называются *магнитными*.

Известно, что атомы металлов с полностью заполненными электронными оболочками (такие как *Na, K, Ag, Au, Cu* и др.) не имеют результирующего магнитного момента. Эти вещества *диамагнитны*.

Если же внутренняя электронная оболочка атомов заполнена не полностью (у таких металлов, как *Fe, Co, Ni* и др.), то такие атомы обладают определенным магнитным моментом, а сами вещества могут быть как *ферромагнитными*, так и *парамагнитными*.

Магнитные превращения заключаются в том, что многие вещества при изменении температуры могут переходить из одного состояния в другое: *ферромагнетики* (такие как *Fe, Co, Ni*) при повышении температуры переходят в парамагнетики, а при понижении температуры некоторые ферромагнетики переходят в *антиферромагнетики*. Температура, выше которой ферромагнитные вещества ведут себя как парамагнетики, называется *температурой Кюри*; температура, ниже которой ферромагнетики переходят в антиферромагнитное состояние, называется *температурой Нееля*. Температура Кюри для железа 768 °С, никеля 358 °С, кобальта 1120 °С. Антиферромагнитные свойства обнаруживаются у хрома при температуре ниже 38 °С, у марганца - ниже – 100 °С. Обнаруживаются они также и у многих редкоземельных металлов.

Магнитные превращения, так же как и полиморфные, играют большую роль в технике, особенно в энергетическом машиностроении.

1.2. Дефекты кристаллического строения металлов

В реальных металлических кристаллах идеальное расположение атомов нарушено, т.е. в кристалле имеется значитель-

ное число *дефектов*.

Наличие дефектов в кристаллах очень сильно влияет на их свойства. Дефекты в кристаллах обычно характеризуют размерностью.

По этому признаку дефекты делят на четыре группы: *точечные, линейные, поверхностные* и *объемные*.

Первый, наиболее распространенный тип точечного дефекта в кристалле - это узел решетки, в котором отсутствует атом или ион. Такой дефект называется *вакансией*. Другим точечным дефектом является *межузельный атом (внедренный или дислоцированный атом)*. Такой дефект возникает при смещении атома или иона в положение, которое не является узлом решетки. Вакансии в принципе могут встречаться в любых типах решетки, в то время как межузельные атомы легче возникают в решетках менее плотноупакованных. Поэтому в ГЦК металлах, являющихся в обычных условиях плотноупакованными, межузельные атомы встречаются редко. При нормальных температурах (комнатных) в хорошо отожженных ГЦК металлах, приведенных к равновесным условиям, в качестве межузельных атомов могут встречаться лишь атомы примесей, характеризующиеся малыми размерами, (атомы углерода, азота, водорода) (рис. 5).

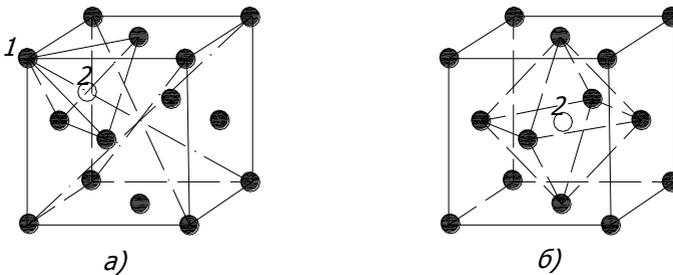


Рис. 4. Положение междоузлий в ГЦК решетке:

a - одна из возможных тетраэдрических пустот; *б* - октаэдрическая пустота; 1 - атомы металла в узлах кристаллической ячейки; 2 - атомы в пустотах

Для образования точечных и других дефектов в кристаллической решетке необходима затрата энергии. Так для образо-

вания вакансии в ГЦК решетке меди требуется энергия около 1 эВ, а для образования межузельного атома примерно 2,5...3 эВ. Концентрация вакансий и межузельных атомов зависит от температуры и с повышением температуры растет.

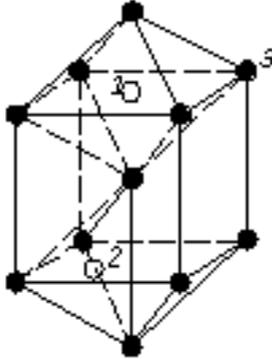


Рис. 5. Положение междоузлий в ОЦК решетке:
1 - одна из октаэдрических пустот; 2 – одна из тетрагональных пустот;
3 - атомы металла в узлах кристаллической ячейки

Температурная зависимость концентрации дефектов

$$C = n/N, \quad (2)$$

где N - общее число атомов,

n - число смещенных, или дислоцированных атомов или вакансий)

описывается выражением:

$$c = Ae^{-U/kT}, \quad (3)$$

где U - энергия образования дефекта;

A - константа порядка единицы;

k - постоянная Больцмана, равная $1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/°С;

T - температура, К.

При изменении температуры от комнатной до температуры плавления концентрация вакансий увеличивается на 10...12 порядков и при температуре близкой к температуре плавления достигает ~ 1 %. Количество же межузельных атомов растет с температурой еще быстрее (по сравнению с их числом при комнатной температуре), хотя при любой температуре их число остается значительно меньшим, по сравнению с числом вакан-

сий. Точечные дефекты могут объединяться в пары или более крупные комплексы. Точечные дефекты не являются неподвижными образованиями, они могут перемещаться в кристалле, особенно при повышенных температурах. С движением вакансий и межузельных атомов неразрывно связаны процессы диффузии и самодиффузии, которые несколько подробнее будут рассмотрены далее.

Второй тип дефектов - это линейные дефекты, называемые **дислокациями**. Первоначально гипотеза о существовании дислокаций была выдвинута в 1934 г. Орована, Поляни и Тейлором для того, чтобы объяснить различие между теоретически рассчитанной и действительно наблюдаемой прочностью кристаллов. В настоящее время получено огромное количество экспериментальных подтверждений реальности существования этих линейных дефектов. Установлено, также, что они оказывают огромное влияние на все свойства кристаллов.

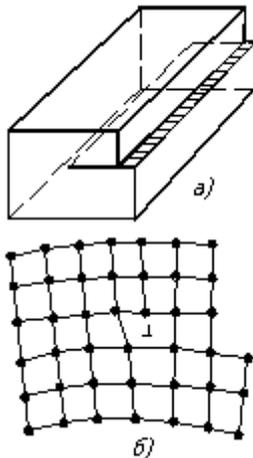


Рис. 6. Различные схемы краевой дислокации
(на рис. б видна вставленная полуплоскость)

Различают два основных типа дислокаций - **краевые** и **винтовые**.

Дислокации обоих типов образуются путем сдвигов отдельных участков кристалла, приводящих к нарушению идеальности кристаллической решетки.

Простую модель дислокации можно представить, разрезав кусок упругого твердого тела вдоль линии AB (рис. 6-а) и сдвинув одну часть относительно другой на одно межатомное расстояние так, что в кристалле образуется ступенька высотой в одно межатомное расстояние. Более общее определение дислокации такое: *дислокацией называется линейный дефект (несовершенство), образующий внутри кристалла границу зоны сдвига*. Краевую дислокацию можно представить и как лишнюю полуплоскость, вставленную в кристалл (рис. 6-б). Лишняя полуплоскость может находиться как ниже, так и выше плоскости сдвига. В первом случае дислокацию условно принято называть положительной, во втором - отрицательной. Для более точной характеристики дислокаций вводится понятие *вектора Бюргера*, т. е. вектора, который показывает направление сдвига и его величину. Для краевой дислокации вектор Бюргера перпендикулярен линии дислокации, величина его равна межатомному расстоянию в направлении сдвига.

Для второго типа дислокаций - *винтовых* линия дислокации и вектор Бюргера параллельны (рис. 7).

В случае винтовой дислокации лишней полуплоскости нет, и при введении винтовой дислокации в кристалл его решетка видоизменяется так, что система дискретных плоскостей превращается в непрерывную геликоидальную поверхность.

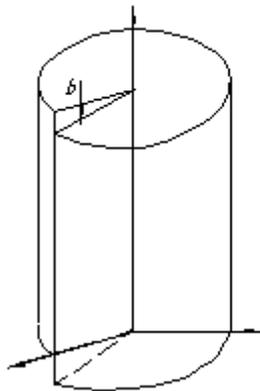


Рис. 7. Схема винтовой дислокации

Как несвязанные с отдельной плоскостью и характеризу-

ющиеся меньшими искажениями, винтовые дислокации более подвижны, они могут легко переходить из одной плоскости в другую.

Винтовые дислокации могут быть *правовинтовые* и *левовинтовые*.

При образовании винтовой дислокации сдвиг кристалла вдоль линии дислокации осуществляется вверх или вниз на одно межатомное расстояние.

Наличие дислокаций в кристалле приводит к упругому искажению кристаллической решетки.

При наличии отрицательной краевой дислокации атомы, расположенные выше плоскости скольжения упруго растянуты, а ниже - сжаты (и, наоборот - в случае положительной дислокации). Поэтому, энергия кристалла с дислокациями выше энергии бездефектного кристалла. Под действием приложенных внешних сил дислокации движутся в кристаллах, взаимодействуют друг с другом и другими дефектами (точечными, плоскими). Дислокации противоположного знака притягиваются друг к другу, а одинакового - отталкиваются.

В участки кристалла вблизи краевых дислокаций, где решетка растянута, легко перемещаются вакансии и межузельные атомы, образуя скопления примесных атомов, называемых *облаками Коттрелла*.

Дислокации образуются не только при деформации, но и при кристаллизации, в процессе сращивания границ зерен, при образовании ступенек на поверхности роста кристаллов и т. п.

Дислокационная структура кристаллов количественно характеризуется плотностью дислокаций

$$\rho = \frac{\sum l_d}{V_{кр}}, \quad (4)$$

где $\sum l_d$ – суммарная длина дислокаций, см;

$V_{кр}$ – объём кристалла, см³.

Плотность дислокаций в отожженных кристаллах колеблется от 10^5 до 10^7 см⁻², а в деформированных может достигать 10^{13} см⁻².

Третий тип дефектов - *плоские*. Одним из наиболее распространенных плоских дефектов являются *дефекты упаковки*:

дефект упаковки внедрения - присутствие в кристалле «лишней» плотноупакованной плоскости и др.

Как и дислокации, дефекты упаковки играют важную роль в деформации кристаллов.

Другая разновидность плоских дефектов - **двойники**. **Двойником называется часть кристалла, в которой кристаллическое строение является зеркальным отражением остальной части кристалла** (рис. 9). Плоскость симметрии, связывающая две зеркально симметричные части кристалла, называется **плоскостью двойникования** – например, плоскость (111) на рис. 9.

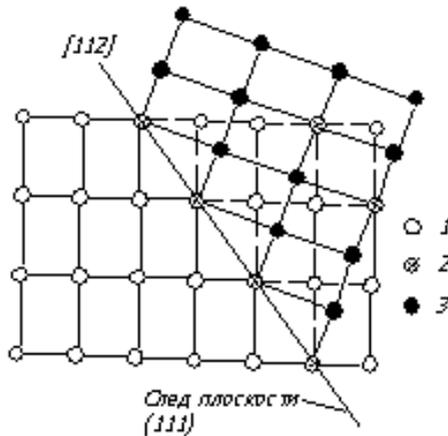


Рис. 9. Схема образования двойников в ГЦК кристалле:

1 - положение атомов до двойникования; 2 - совпадающее положение атомов; 3 - двойниковое положение атомов

Еще одним видом плоских дефектов являются **дислокационные стенки**. **Дислокационная стенка - это скопление дислокаций одного знака в плоскости** (плоская стенка), **или вдоль определенной поверхности** (границы кручения).

Объемные дефекты (трехмерные) - это поры, трещины, усадочные раковины и т. п. Они имеют значительную по сравнению с атомами протяженность во всех трех направлениях кристалла.

Поверхностные и плоские дефекты связаны с наличием

границ зерен и блоков в металлах. Реальные поликристаллические материалы состоят из большого числа кристаллов - **зерен**, размер которых может изменяться, как правило, от сотых долей миллиметра до нескольких миллиметров. В свою очередь каждое зерно не является идеальным кристаллом, а состоит из отдельных фрагментов (**блоков или субзерен**), размер которых примерно в тысячу раз меньше размера зерна. Эти блоки повернуты друг относительно друга на очень небольшую величину (от нескольких угловых секунд до нескольких минут). В пределах каждого блока решетка почти идеальна, но разворот одного блока относительно другого обусловлен наличием дислокаций, а именно дислокационными стенками. Эти блоки образуются в кристалле в процессе кристаллизации или рекристаллизации и оказывают существенное влияние на многие свойства кристаллов, особенно механические.

Границы между отдельными блоками (**малоугловые границы**) являются переходными областями, в которых ориентировка одной части кристалла переходит в ориентировку другой части кристалла. Множество блоков слегка повернутых друг относительно друга на доли градуса в одном зерне образуют структуру, которая называется **мозаичной или субструктурой**. Гораздо большая разориентировка кристаллических решеток наблюдается по границам зерен. Здесь разориентировка достигает порядка $1 - 5^\circ$.

Границы зерен (большеугловые границы) представляют собой широкую (по сравнению с блочными границами) область, которая также состоит из дислокаций, точечных дефектов, примесей. По границам зерен наряду с плоскими дефектами могут существовать и объемные дефекты.

1.3. Диффузия в кристаллических телах

Ранее мы уже говорили об образовании вакансий и внедрении атомов в междоузлия, причем отмечали, что с повышением температуры их способность обмениваться местами увеличивается. Такие процессы обмена местами очень важны как с точки зрения физики, так и техники. Процессы эти происходят по законам случайных блужданий атомов и такие смещения

принято считать не зависящими друг от друга. Они составляют основу процессов диффузии, т. е. процессов на которых основаны промышленные технологии термической и химико-термической обработки (науглероживание, азотирование, борирование, силицирование и др.), а также процессы спекания, коррозии и вообще скорости протекания многих реакций в твердых и жидких телах.

Основные законы диффузии были установлены А. Фиком, причем эти законы справедливы как для газообразной, так и для жидкой и твердой фаз.

Преобладающим механизмом, как самодиффузии, так и диффузии примесных атомов обычно является *вакансионный*. Элементарным актом диффузии в этом случае является перескок атома в соседнюю вакансию и образование новой вакансии. *Междоузельный* механизм проявляется при диффузии примесей малых атомов, таких как водород, углерод, азот, бор.

Скорость диффузии по указанным механизмам очень сильно зависит от температуры, поскольку с температурой сильно меняется концентрация точечных дефектов (как вакансий, так и междоузельных атомов).

Температурная зависимость коэффициента диффузии D подчиняется экспоненциальному закону:

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (5)$$

где D_0 – подэкспоненциальный множитель;

Q – энергия активации, ккал/(г·атом);

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

T – температура, К.

Очень важную роль играют механизмы диффузии по областям с неидеальной структурой решетки (вдоль дислокаций, границ зерен, поверхностных неоднородностей структуры).

С диффузионными процессами перераспределения атомов в материалах связаны основные типы фазовых превращений (старение, упорядочение, эвтектоидный распад и др.).

1.4. Плавление и кристаллизация

Плавлением называется переход твердых тел в жидкие при определенной, зависящей от давления, температуре. В жидком металле хотя и нет дальнего порядка в расположении атомов как в кристаллах, но существует ближний порядок в пространственном расположении атомов.

В металлах при расплавлении **координационное число** не является пространственно постоянным.

Число ближайших соседей произвольно выбранного атома в жидкости может меняться вследствие движения и перемещения атомов в расплаве. В отдельные промежутки времени в жидкости могут формироваться небольшие упорядоченные области (кластеры) с координационными числами 11, 12 и даже 13, что превышает координационное число у наиболее плотноупакованных кубических гранецентрированных кристаллов (12). Но такие области не являются устойчивыми.

Промежуточное положение между твердыми кристаллическими телами (с правильными трехмерными кристаллическими решетками) и жидкими расплавами (с ближним порядком в расположении атомов) занимают **жидкие кристаллы**. Такое название получили некоторые органические вещества, состоящие из удлинённых (одномерных) или плоских (двумерных) молекул. При плавлении этих веществ молекулы, взаимодействуя между собой, выстраиваются в определенном порядке.

Упорядоченное состояние сохраняется в определенном интервале температур от точки плавления до точки перехода в изотропную жидкость, с расположением молекул характерным для изотропных жидкостей. Упорядоченное расположение молекул может быть в одном направлении, либо в двух направлениях, но не в трех направлениях, как в твердом кристалле.

Наличие упорядоченного расположения молекул в жидких кристаллах обуславливает анизотропию их свойств (электропроводности, диэлектрической проницаемости, оптических и других характеристик).

Как и в случае твердых кристаллов, эффект анизотропии свойств используют для технических приложений в приборостроении (LCD-мониторы), часовой и медицинской промышленности и других отраслях.

Рассмотрим теперь с чем же связано существование металлов при одних температурах в твердом состоянии, а других - в жидком и каковы условия перехода от одного состояния к другому.

Кристаллизация протекает в условиях, когда система переходит к термодинамически более устойчивому состоянию с меньшей свободной энергией или термодинамическим потенциалом F , т. е. когда свободная энергия кристалла меньше свободной энергии жидкой фазы.

Свободной энергией (термодинамическим потенциалом) называют ту составляющую полной энергии вещества, которая обратимо изменяет свою величину при изменении температуры. С повышением температуры величина свободной энергии уменьшается.

Если превращение происходит с небольшим изменением объема, то

$$F = H - TS, \quad (6)$$

где H - полная энергия системы;

T - абсолютная температура;

S - энтропия.

Изменение свободной энергии жидкого и твердого состояний в зависимости от температуры показано на рис. 10. Выше температуры $T_{нл}$ более устойчив жидкий металл, имеющий меньший запас свободной энергии, а ниже этой температуры устойчив твердый металл. При температуре $T_{нл}$ величины свободных энергий жидкого и твердого состояний равны. Температура $T_{нл}$ соответствует равновесной температуре кристаллизации (или плавления) данного вещества, при которой обе фазы (жидкая и твердая) могут сосуществовать одновременно и притом бесконечно долго.

Процесс кристаллизации при этой температуре еще не начинается. Процесс кристаллизации развивается, если созданы условия, когда возникает разность свободных энергий, образуемая вследствие меньшей свободной энергии твердого металла по сравнению с жидким.

Следовательно, процесс кристаллизации может протекать только при переохлаждении металла ниже равновесной

температуры $T_{пл}$. Разность между температурами $T_{пл}$ и T_k , при которых может протекать процесс кристаллизации, называется - *степенью переохлаждения*: $\Delta T = T_{пл} - T_k$ (рис. 10), а разность свободных энергий жидкой фазы и кристалла ΔF возникающая при переохлаждении расплава – *термодинамическим стимулом кристаллизации (фазового превращения)* $\Delta F = F_{ж} - F_T$.

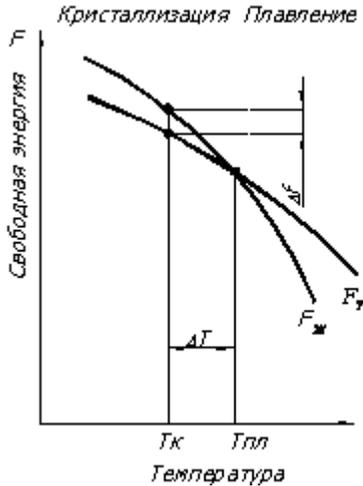


Рис. 10. Изменение свободной энергии металла в жидком ($F_{ж}$) и твердом (F_T) состояниях в зависимости от температуры

Термические кривые, характеризующие процесс кристаллизации чистых металлов при охлаждении с различными скоростями, даны на рис. 11.

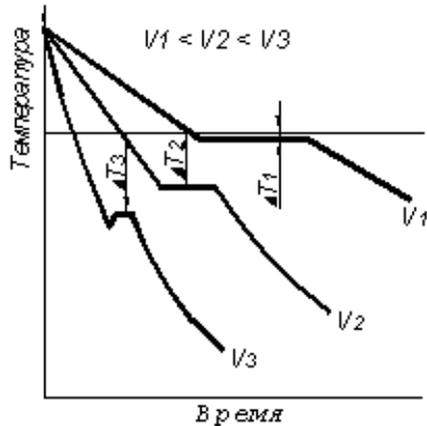


Рис. 11. Кривые охлаждения при кристаллизации металла

При очень медленном охлаждении степень переохлаждения невелика и процесс кристаллизации протекает при температуре, близкой к равновесной (рис. 11, кривая V_1). На термической кривой при температуре кристаллизации отмечается горизонтальная площадка (остановка в падении температуры), образование которой объясняется выделением скрытой теплоты кристаллизации, несмотря на отвод тепла при охлаждении.

С увеличением скорости охлаждения степень переохлаждения возрастает (кривые V_2 , V_3) и процесс кристаллизации протекает при температурах, лежащих ниже равновесной температуры кристаллизации. Степень переохлаждения зависит от природы и чистоты металла. Чем чище жидкий металл, тем более он склонен к переохлаждению. Однако следует заметить, что относительно легко значительные переохлаждения могут быть достигнуты только при кристаллизации органических веществ. Металлы же переохлаждаются в заметной степени лишь при очень больших скоростях охлаждения (порядка $10^5 - 10^6$ К/с).

При таких скоростях охлаждения кристаллические зародыши не образуются, и металл затвердевает в аморфном состоянии. При обычных же скоростях охлаждения, используемых в технике (порядка десятков градусов в секунду) переохлаждение может составлять всего десятые, а иногда и сотые доли градуса.

Д. К. Чернов в 1868 г. впервые отметил, что в процессе кристаллизации следует различать две стадии:

- 1 - образование зародышей кристаллов;
- 2 - рост этих зародышей.

Г.Г.Тамман ввел количественные параметры для описания этих стадий:

- 1 - число зародышей, образующихся в единице объема за единицу времени;
- 2 - линейную скорость роста этих зародышей, измеряемую в единицах длины, деленной на время.

По представлениям Г.Г. Таммана устойчивыми могут быть зародыши кристаллической фазы сколь угодно малого размера. Однако, как показал Дж.У. Гиббс, при рассмотрении равновесия необходимо учитывать энергию поверхности раздела жидкой и кристаллической фаз. Кристаллы становятся устойчивыми лишь после достижения определенных размеров, называемых критическими. Рост же зародышей до критических размеров, из-за увеличения поверхности их раздела с жидкостью, приводит не к уменьшению, а к увеличению свободной энергии.

Экспериментально установлено, что число зародышей и линейная скорость роста определяются, в первую очередь, величиной переохлаждения. При снижении температуры ниже температуры плавления оба указанных параметра сначала растут (см. рис. 12), а затем, достигнув максимума, начинают снижаться.

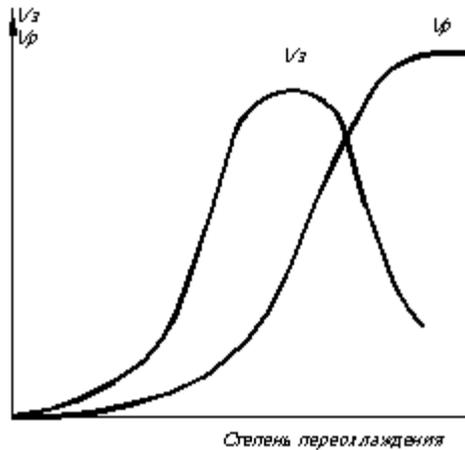


Рис. 12. Кривые Таммана – влияние степени переохлаждения ΔT на скорость зарождения центров (зародышей) кристаллизации V_z и линейную скорость роста кристаллов V_l

При анализе изображенных на рисунке кривых следует обратить внимание на два момента:

1 - форма кривой, описывающей изменение числа зародышей с ростом переохлаждения (кривая 1), несколько отличается от кривой, описывающей скорость линейного роста (кривая 2): на кривой 1 отчетливо выражен максимум при определенной величине переохлаждения, на кривой 2 максимальные значения скорости соответствуют довольно широкому интервалу переохлаждения (горизонтальный участок на кривой);

2 - максимумы на кривых 1 и 2 обычно наблюдаются при различных ΔT . Если температура, соответствующая максимуму на кривой числа зародышей (кривая 1), совпадает с температурой максимальной скорости роста (кривая 2), то сильно переохлаждать жидкость невозможно; если же максимум на кривой 1 находится при больших ΔT чем на кривой 2, то кристаллизация жидкости может происходить при значительных переохлаждениях.

Первая стадия процесса кристаллизации - образование зародышей. При образовании зародыша новой фазы, например,

кристалла радиусом r , свободная энергия твердого тела, т. е. закристаллизованного объема меньше свободной энергии того же количества жидкости на величину:

$$\Delta F = \frac{\Delta H_{пл}}{T_{пл}} \Delta E \frac{4\pi r^3}{3} \frac{\rho}{M} \quad (7)$$

где M - молекулярный вес вещества зародыша;
 ρ - плотность кристалла.

Повышение свободной энергии частицы с поверхностью $4\pi r^2$ при увеличении ее радиуса от r до $r + dr$, равно $8\pi r \sigma dr$, где σ - энергия единицы поверхности раздела фаз, равная работе, затрачиваемой на ее создание. Суммарное изменение свободной энергии, обусловленное образованием кристалла с учетом поверхностной энергии равно:

$$\Delta F = 4/3(\pi r^3 \rho)(F_T - F_{ж})/M + 4\pi r^2 \sigma. \quad (8)$$

Это суммарное изменение свободной энергии будет изменяться с размером зародыша по кривой 3, представленной на рис. 13 и являющейся суммой кривых 1 и 2.

Критический размер зародыша определяется соотношением:

$$r_{кр} = 2\sigma T_{пл} M / Q_{кр} \Delta T \rho, \quad (9)$$

где $Q_{кр}$ - теплота плавления, равная $-\Delta H$.

Зародыши новой фазы, имеющие критические размеры, равновесные: они могут, сохранятся в неизменном состоянии при длительном соприкосновении с окружающей жидкостью. Но если размер критического зародыша немного уменьшится, то он будет уменьшаться вплоть до полного растворения; если же он немного увеличится, то зародыш начнет самопроизвольно расти.

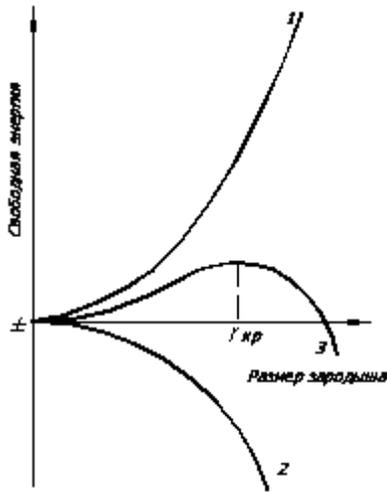


Рис. 13. Изменение свободной энергии – поверхностной (1), объемной (2) и суммарной (3) в зависимости от размера зародыша

Таким образом, чем больше переохлаждение ($\Delta T = T_{пл} - T_{мет}$), тем меньше критический диаметр зародыша, начиная с которого дальнейший рост зародыша происходит с уменьшением свободной энергии, а сам процесс образования зародыша будет происходить с повышением свободной энергии и будет хотя и самопроизвольным, но маловероятным. Он осуществляется лишь благодаря флуктуациям (случайным колебаниям) состава.

Число зародышей, образующихся при кристаллизации, в единице объема в единицу времени, пропорционально произведению вероятности образования зародыша на вероятность того, что зародыши эти дорастут до критических размеров.

При превышении же критических размеров дальнейший рост зародыша происходит с уменьшением свободной энергии. Аналогично изменение линейной скорости роста зародышей с ΔT .

Таким образом, критический размер зародышей, т.е. кристаллов, находящихся в равновесии с расплавом, зависит и от величины переохлаждения и от поверхностной энергии (по-

верхностного натяжения).

Размеры, при которых начинает осуществляться самопроизвольный рост зародышей, для большинства металлов составляют примерно 10 атомных диаметров, при переохлаждении примерно равном 0,01 °С. Скорость образования зародышей проходит через максимум: вблизи от температуры плавления она мала из-за большой величины $r_{кр}$ (ΔT малы). С понижением температуры (увеличением степени переохлаждения) скорость зарождения возрастает, потому что уменьшается $r_{кр}$ (несмотря на небольшое снижение энергии теплового движения атомов), а затем скорость снова начинает уменьшаться, потому, что тепловое движение атомов становится столь слабым, что практически останавливается рост «подзародышей» до зародышей критического размера.

Вторая стадия процесса кристаллизации - рост кристаллов. Самопроизвольный рост трехмерного зародыша происходит как путем присоединения к нему отдельных атомов (или молекул), так и путем образования на его гранях двухмерных зародышей, т.е. плоских частиц новой фазы. При любом механизме роста вероятность присоединения должна быть пропорциональна величине поверхности граней зародыша. При этом не все грани кристалла будут расти с одинаковой скоростью, так как их поверхностная энергия различна вследствие различий плотности упаковки атомов (в кубических кристаллах поверхностная энергия граней (100) немного меньше, чем всех остальных). Практически реализуются различные схемы роста кристаллов. Экспериментально показано, что рост двумерных зародышей на гранях кристаллов приводит сначала к образованию ступенек, а затем к спиралевидному росту.

Рассмотренный выше механизм роста кристаллов основан на представлениях об идеальном кристалле. Однако в настоящее время доказано, что решающее значение для роста кристаллов имеет наличие дефектов. А именно, наличие винтовых дислокаций снижает межфазную энергию, что и облегчает процесс роста зародышей. Если винтовая дислокация выходит на поверхность образующего зародыша, то на его поверхности возникает ступенька высотой, равной межатомному расстоянию. В этом случае захват атомов из жидкости облегчается, следовательно,

возрастает и скорость роста зародыша. Наличие винтовых дислокаций приводит к спиралевидному росту кристаллов. Для многих кристаллов, в том числе и металлических, спиралевидный механизм роста подтвержден экспериментально.

1.4.1. Влияние растворимых примесей на процессы кристаллизации

При введении в кристалл растворимых примесей, поверхностное натяжение может очень сильно изменяться. Имеются растворимые примеси, которые сильно снижают поверхностное натяжение, а некоторые, наоборот, увеличивают его.

Растворимые примеси, снижающие поверхностное натяжение, называются поверхностно-активными. К их числу относятся щелочноземельные, редкоземельные и щелочные металлы, а также сера, азот, фосфор и некоторые другие. Поверхностно-активные примеси, хотя и присутствуют в растворе в малых концентрациях, адсорбируются поверхностью кристаллических зародышей в виде монослоев и уменьшают работу образования зародышей и их размеры (8).

Следовательно, поверхностно-активные примеси увеличивают скорость образования зародышей. Так как при этом они не могут оказывать большого влияния на скорость их роста, то поверхностно-активные примеси должны измельчать зерно в закристаллизовавшемся металле.

Многочисленными экспериментами действительно подтверждено, что поверхностно-активные примеси измельчают зерно (например, при введении бора в сталь).

Растворимые примеси, повышающие поверхностное натяжение на границе жидкость – кристалл (инактивные примеси), не только не концентрируются на поверхности зародышей кристаллов, но, напротив, стремятся удалиться от этих поверхностей. Поэтому указанные примеси не оказывают существенного влияния на кристаллизацию при условии, что они хорошо растворимы и в жидкой, и в твердой фазе. Если же растворимость примеси в твердой фазе мала, то они тормозят зарождение и рост кристаллов. Действие их обусловлено выделением на поверхности кристалла особых инородных фаз, которые и нару-

шают контакт между основными кристаллами и питающим их расплавом.

На процесс кристаллизации оказывают влияние, и готовые поверхности раздела (стенки изложницы, частицы нерастворимых примесей и т.д.). Вероятность образования зародыша на готовой поверхности раздела всегда выше, чем в объеме расплава, потому что в случае присутствия готовой поверхности уменьшается σ и, как следствие, работа образования зародыша.

1.4.2. Модификаторы. Строение металлического слитка

Размер зерна зависит от соотношения между скоростью зарождения центров кристаллизации (зародышей) - V_3 и скоростью их роста V_P . Можно показать, что число зерен n в единице объёма пропорционально корню квадратному из соотношения скорости зарождения к скорости роста кристаллов:

$$n = K \sqrt{V_3 / V_P} \quad (10)$$

где K - константа, примерно равная 1.

Форма растущих кристаллов также зависит от условий охлаждения и от наличия примесей и других факторов.

За характерную древовидную форму реальные кристаллы получили название ***дендритов***. Рост кристаллов происходит в первую очередь в направлениях, перпендикулярных к плотноупакованным плоскостям. Первоначально образуются длинные ветви (дендритные оси первого порядка или главные оси дендрита - древовидного кристалла).

Затем на ребрах этих осей также в направлениях [111] (для ГЦК решеток) происходит зарождение и рост перпендикулярных к ним более коротких ветвей - осей второго порядка (рис. 14), на которых в свою очередь появляются оси третьего порядка и т. д. Таким образом, формируется древовидная форма металлических кристаллов.



Рис. 14. Схема дендрита (а) и дендриты свинца (б)

Одним из факторов, которые сильно влияют на форму кристаллов, является направление отвода тепла при кристаллизации. Особенно большое значение имеет скорость и направление теплоотвода при кристаллизации крупных промышленных слитков. В направлении теплоотвода существует максимальный градиент температуры, а значит максимальная степень переохлаждения ΔT и, следовательно, максимальное значение V_p .

Реальный слиток состоит, как правило, из трех зон: мелкокристаллической - корковой зоны 1, зоны столбчатых кристаллов 2 и внутренней зоны крупных равноосных кристаллов 3 (рис. 15).

Кристаллизация поверхностной (корковой) зоны протекает в условиях максимального переохлаждения, когда имеется большое число зародышей. Структура получается в этом случае мелкокристаллической. Этому же способствует наличие готовых поверхностей кристаллизации (стенки изложницы, литейной формы, большое количество тугоплавких частиц примесей).

В следующей (подкорковой) зоне переохлаждение металла существенно меньше, следовательно, меньше скорость образования зародышей и меньше n . Растут они в направлении, противоположном направлению отвода тепла, т. е. перпендикулярно стенке изложницы. В этой зоне происходит рост так называ-

емых столбчатых кристаллов. В третьей - центральной области слитка направление преимущественного теплоотвода становится менее выраженным и, кроме того, в центре слитка больше примесей, поэтому в центре слитка растут преимущественно равноосные кристаллы.

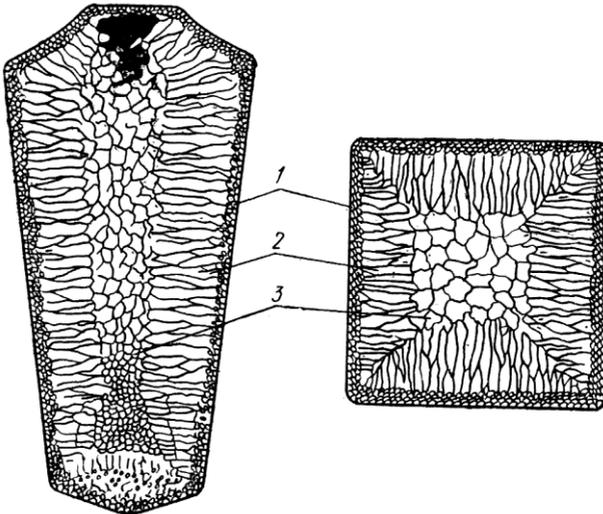


Рис. 15. Строение стального слитка

Образование зародышей основного металла, при температуре его кристаллизации, в реальном слитке является не столь быстрым процессом и поэтому величина зерна получается большей, чем это требуется для обеспечения хороших свойств металла. Поэтому, в реальных условиях величину зерна регулируют не только подбором толщины стенок изложницы, но и путем небольших изменений состава расплава (добавлением модификаторов).

При этом очень сильно изменяются термодинамические условия образования различных фаз. Например, если в чугуны добавляют алюминий, бор и другие элементы, то при этом образуются нитриды, оксиды и другие тугоплавкие соединения, на которых может происходить выделение основных фаз. Вещества, применяемые для измельчения зерна, называются **модификаторами**.

Различают *модификаторы I рода*, образующие в расплавах тугоплавкие соединения, и *модификаторы II рода* - поверхностно-активные примеси, механизм действия которых рассмотрен выше.

1.4.3. Аморфизация сплавов

При охлаждении жидкого расплава с высокими скоростями ($10^5 - 10^7$) К/с зародыши кристаллов образовываться не успевают и в твердом состоянии фиксируется структура, характерная для жидкости. Такие структуры получили название **аморфных**. В настоящее время аморфные состояния получены как для чистых металлов (*Pb, Sn, Al, Ni* и др.), так и для многочисленных сплавов. Чистые аморфные металлы получают, как правило, осаждением из парогазовой фазы на холодную подложку. Для получения аморфных сплавов чаще используют методы центробежного разбрызгивания капель, расплющивания на быстро-вращающемся диске или между валками, лазерного расплавления поверхностных зон. Легче аморфизуются сплавы, в которых содержится высокая концентрация неметаллических элементов (*Fe₈₀B₂₀, Fe₇₀Cr₁₀B₂₀, Ni₇₅Si₈B₁₇, Co₇₅Si₁₅B₁₀, Pd₈₀Si₂₀* и др.). Если же сплав состоит только из металлических элементов, то легче аморфизуются сплавы, когда входящие в них элементы сильно различаются размерами атомов и их электроотрицательностью (*Ni₃₅Nb₆₅, Ni₅₅Ta₄₅, Cu₅₀Zr₅₀, Co₆₀Zr₄₀* и др.). Аморфизация сталей в настоящее время пока затруднена, потому что, как показывают теоретические оценки, для этого нужно реализовать скорости охлаждения порядка ($10^9 - 10^{10}$) К/с. Чугуны же (например, Fe+4,5 % C) удалось аморфизировать при скорости охлаждения 10^8 К/с.

Аморфные материалы - изотропны, обладают очень высокой прочностью, высоким сопротивлением коррозии и рядом других свойств.

Уже сейчас аморфные материалы используют в качестве различных термодатчиков, для магнитных головок записи, для упрочнения режущих инструментов. Предполагается, что в ближайшее время их будут использовать в качестве пружинных материалов, антикоррозионных покрытий, в качестве металло-

корда в автомобильной промышленности.

Контрольные вопросы к главе 1

1. Какие тела называют металлами?
2. Какие характеристики описывают кристаллическое строение металлов?
3. Какие типы дефектов кристаллического строения металлов принято считать основными?
4. Каковы причины различий в скоростях диффузии атомов в объеме зерна и по границам?
5. Что такое энергия активации диффузии?
6. Какова размерность коэффициента диффузии?
7. Что такое переохлаждение при кристаллизации и чем оно обусловлено?
8. От каких факторов зависит размер зерна в литом сплаве?
9. Что такое модификаторы?

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ И ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ

2.1. Характеристика основных фаз в сплавах

Чистые металлы применяют довольно редко, так как они обладают низкой прочностью и ограниченным разнообразием свойств.

В технике широкое применение получили *металлические сплавы* – вещества, полученные сплавлением двух или более компонентов.

Компонентами называют элементарные (металлические или неметаллические) вещества или устойчивые химические соединения, входящие в состав сплава.

В отношении взаимной растворимости компонентов возможны два предельных случая:

1. Компоненты сплава *неограниченно растворяются друг в друге* как в жидком, так и в твердом состояниях. При этом в твердом состоянии в кристаллической решетке одного металла (называемого растворителем) собственные атомы замещаются атомами второго компонента, образуется *гомогенный* (однородный) сплав, называемый *твердым раствором*. Кристаллическая решетка твердого раствора такая же, как у металла растворителя.
2. Компоненты сплава *практически нерастворимы друг в друге* в твердом состоянии, т.е. практически не образуют твердых растворов. В этом случае сплав состоит из смеси кристаллов практически чистых компонентов. Таковую смесь часто называют механической, но правильнее называть ее *гетерогенной смесью* кристаллов. Примером могут служить сплавы системы *Pb - Sn*.

На практике чаще всего проявляются не эти два крайних случая, а промежуточные, когда один компонент частично растворяется в другом, причем в результате взаимодействия компонентов могут образовываться новые фазы или соединения, кристаллическая решетка которых может не совпадать с решет-

ками ни одного из входящих в сплав компонентов, но может и совпадать.

Полная взаимная растворимость может проявляться только при сплавлении элементов с кристаллическими решетками одного и того же типа, причем размеры атомов компонентов не должны отличаться более чем на 15%. Непрерывный ряд твердых растворов образуется в системах $Ni - Cu$, $Ag - Au$, $Au - Pt$, $Mo - V$, $Mo - W$ и др. У образующихся твердых растворов кристаллические решетки не отличаются от исходных компонентов по типу (ОЦК, ГЦК, ГПУ), периоды же решеток в твердом растворе будут непрерывно меняться в зависимости от концентрации того или другого компонента.

Кроме двух отмеченных выше условий (типа решетки и размеров атомов), для образования ряда непрерывных растворов должно выполняться еще одно ограничение, обусловленное химическим взаимодействием между компонентами, образующими сплав, причём это взаимодействие не должно быть велико. Если же взаимодействие слишком велико, то образуется не твердый раствор, а *химическое соединение*. Так, например, алюминий по размеру атомов почти совпадает с медью и золотом, имеет такую же ГЦК решетку, но в системах $Au - Al$, $Cu - Al$ образуются не непрерывные твердые растворы, а интерметаллические соединения.

Твердые растворы могут быть трех типов: 1) *замещения*, 2) *внедрения*, 3) *вычитания* (рис. 16).

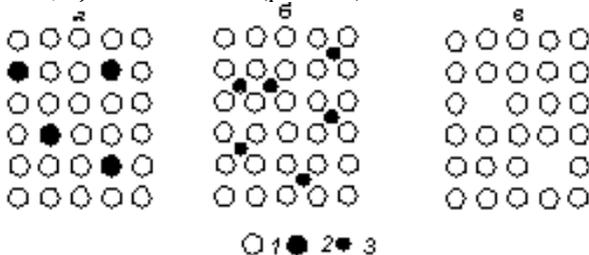


Рис. 16. Схемы расположения атомов в твердых растворах:
а – замещения; б – внедрения; в – вычитания

В случае твердых растворов замещения атомы растворенного вещества статистически случайно занимают узлы решетки

растворителя (рис. 16-а).

Твердые растворы внедрения образуются в том случае, когда атомы растворенного вещества внедряются в межузельные промежутки решетки растворителя (рис. 16-б).

Твердые растворы вычитания, являющиеся по существу растворами с дефектной решеткой, образуются лишь при сильном химическом взаимодействии между компонентами. В этих растворах некоторые позиции решетки оказываются незанятыми (рис. 16-в).

Твердые растворы замещения образуются между металлами, а так же между металлами и неметаллами с достаточно большими радиусами атомов.

Твердые растворы внедрения образуются при растворении таких атомов, как **H, C, O, N, B** (атомные радиусы которых меньше 0,1 нм) в металлах переходных групп. Примером является твердый раствор углерода в γ -**Fe** (аустенит). Атомы железа в нем расположены в узлах ГЦК решетки, а атомы углерода внедрены в некоторые из межузельных промежутков («поры»).

При образовании твердых растворов внедрения кристаллическая решетка всегда расширяется, параметры решетки возрастают.

Характер взаимодействия и природа образующихся фаз зависит от электроотрицательности атомов компонентов. **Электроотрицательностью** называют величину, пропорциональную энергии его связи с дополнительным электроном.

Следует отметить, что чем больше разность электроотрицательностей растворителя и растворяемых элементов, тем в большей степени сужается область существования твердого раствора и увеличивается тенденция к образованию интерметаллических соединений и промежуточных фаз.

На взаимную растворимость компонентов оказывает влияние также и валентность входящих элементов. Металлы с более низкой валентностью предпочитают растворять металлы с более высокой валентностью, но не наоборот. Так, **Au** растворяет 20...30 % (ат) **Mg**, но магний (валентность 2) растворяет менее 0,2% (ат) **Au** (валентность 1). Если к одному и тому же растворителю добавлять атомы различных компонентов, то их рас-

творимость снижается с ростом валентности растворяемого элемента.

Твердые растворы многокомпонентных веществ могут образовываться так, что-либо атомы всех растворяемых элементов замещают узлы решетки растворителя, либо все внедряются в междоузлия, либо одни элементы размещаются путем замещения узлов растворителя, а другие - путем внедрения. Примером твердых растворов последнего типа является марганцовистая сталь, в которой атомы марганца замещают узлы решетки железа, а атомы углерода внедряются в междоузлия.

Твердые растворы вычитания (в которых не все узлы кристаллической решетки заняты) часто образуются в карбидах (TiC , NbC , MoC и др.). Пустыми в них оказываются некоторые места, которые должны бы быть заняты атомами углерода. В твердых растворах FeO вакантными оказываются узлы, в которых должны располагаться атомы железа.

2.1.1. Металлические соединения

Различают два понятия:

1 - *интерметаллическое соединение* – соединение металлов, даже если оно не характеризуется металлической связью, например, Mg_2Sn ;

2 - *металлическое соединение*, характеризующееся металлической связью, даже в том случае, когда компонентами в такое соединение входят и неметаллы. Примером металлических соединений являются карбиды и нитриды переходных металлов.

Понятия эти во многих случаях перекрываются, потому, что соединения многих металлов обладают металлической связью. Например, γ - латунь является одновременно интерметаллическим и металлическим соединением.

Н.С. Курнаков разделил металлические соединения на две группы. Первая группа, **бертоллиды**, - соединения переменного состава (т.е. соединения, существующие в сравнительно широкой области концентраций в виде твердого раствора). Вторая группа, **дальтониды**, - соединения, существующие лишь при строгом стехиометрическом соотношении концентраций их компонентов. К таким соединениям, например, относятся ин-

терметаллиды типа AB , содержащие 50 % (ат) компонента A и 50 % (ат) компонента B , либо типа A_3B , содержащие 75 % (ат) компонента A и 25 % (ат) компонента B , и других стехиометрических составов - AB_3 , A_2B и др. Составы сплавов, соответствующие стехиометрическим соотношениям концентраций были названы *сингулярными (особыми или единственными)*.

Различие свойств бертоллидов и дальтонилов связано с различием их структур. В дальтонидах, при составах соответствующих той или иной формуле, устанавливается максимальный порядок в расположении атомов относительно друг друга; в бертоллидах выделить состав с максимальной упорядоченностью расположения атомов нельзя.

2. 2. Особенности кристаллизации сплавов

Кристаллизация сплавов подчиняется тем же закономерностям, как и кристаллизация чистых металлов, т.е. необходимо, чтобы $\Delta F_{кр} = H - T\Delta S < 0$. Существенным различием является большая роль диффузионных процессов между жидкостью и кристаллизующейся фазой при кристаллизации сплавов, которые необходимы для перераспределения разнородных атомов, равномерно распределенных в жидкой фазе. Помимо этого в сплавах в твердом состоянии могут иметь место процессы перекристаллизации, обусловленные не только полиморфными превращениями компонентов сплава, но и распадом твердых растворов, выделением из них вторичных фаз, когда растворимость компонентов в твердом состоянии с изменением температуры меняется. Эти превращения называются фазовыми превращениями в твердом состоянии или вторичной кристаллизацией. Они также сопровождаются диффузионными процессами, которые при пониженных температурах сильно замедляются. Поэтому весьма часты случаи, когда после охлаждения сплавы оказываются в неравновесном состоянии.

При перекристаллизации в твердом состоянии образуются центры кристаллизации, и происходит их рост. Обычно центры кристаллизации возникают по границам зерен старой фазы, где решетка имеет наиболее дефектное строение и где

имеются примеси, которые могут стать центрами новых кристаллов. При возникновении новой фазы соблюдается принцип кристаллографического соответствия. Это значит, что на кристаллографической плоскости старых кристаллов начинается образование тех кристаллографических плоскостей новых кристаллов, строение которых наиболее близко к строению плоскости старых кристаллов. Такими плоскостями при превращении решеток Fe_α (оцк) \rightarrow Fe_γ (гцк) являются плоскости (100) решетки оцк и (111) решетки гцк.

Таким образом, у старой и новой фазы в течение некоторого времени имеются общие плоскости. Такая связь решеток называется когерентной связью. В случае различия строения кристаллов старой и новой фаз превращение протекает с образованием промежуточных фаз (правило ступеней). Нарушение когерентности и обособление кристаллов наступает, когда они приобретут определенные размеры.

Чтобы понять многие особенности таких систем как сплавы, необходимо уметь пользоваться правилом фаз.

2.3. Диаграммы состояния металлических систем

Диаграмма состояния – это графическое изображение состояния любого сплава изучаемой системы в зависимости от его концентрации и температуры. Диаграмма состояния показывает равновесные, устойчивые состояния, т. е. такие, которые при данных условиях обладают минимальной свободной энергией. Теоретическое и практическое значение диаграмм состояния очень велико. Изучение любого сплава, прежде всего, начинается с построения и анализа диаграммы состояния соответствующей системы, так как диаграмма состояния дает возможность изучать фазы и структурные составляющие сплава.

Пользуясь диаграммой состояния, можно установить возможность проведения термической обработки и ее режимы, температуры литья, горячей пластической деформации и т. д.

Теоретические основы для разработки диаграмм состояния создал основоположник научного металловедения - Д. К. Чернов, открывший в шестидесятых годах XIX века фазовые (структурные) превращения в железе и стали. Большой вклад в

изучение диаграмм состояния внес Н. С. Курнаков со своими учениками.

В любой системе количество фаз, находящихся в равновесии, зависит от внутренних и внешних условий. Закономерности всех изменений, происходящих в системе, подчинены общему закону равновесия, который называется **правилом фаз или законом Гиббса**.

Правило фаз выражает зависимость между числом степеней свободы c , числом компонентов k и числом фаз системы f , находящихся в равновесии.

В общем виде

$$c = k - f + p, \quad (11)$$

где p - число переменных внешних факторов равновесия (температура и давление).

Число степеней свободы (или вариантность) системы - это число независимых переменных, которые можно изменять в определенных пределах, не изменяя числа фаз, находящихся в равновесии.

Обычно все превращения в металлах и сплавах происходят при постоянном атмосферном давлении. Тогда правило фаз записывается в виде

$$c = k - f + 1 \quad (12)$$

Уравнение правила фаз позволяет корректировать правильность построения диаграмм состояния.

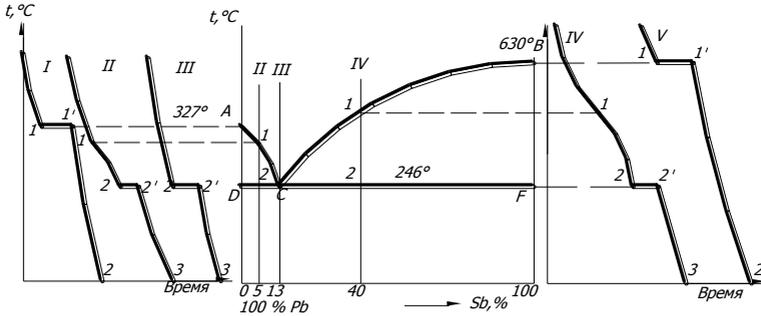
Построение диаграмм состояния осуществляют различными экспериментальными методами. Наиболее часто пользуются методом термического анализа. В результате измерений получают серию кривых охлаждения, на которых при температурах фазовых превращений наблюдаются точки перегибов. **Температуры, соответствующие фазовым превращениям, называются критическими точками.**

Точки, отвечающие началу кристаллизации, называют **точками ликвидус** (точки 1 на рис. 18-а). Точки, отвечающие концу кристаллизации, называются **точками солидус** (точки 2 на рис. 18-а).

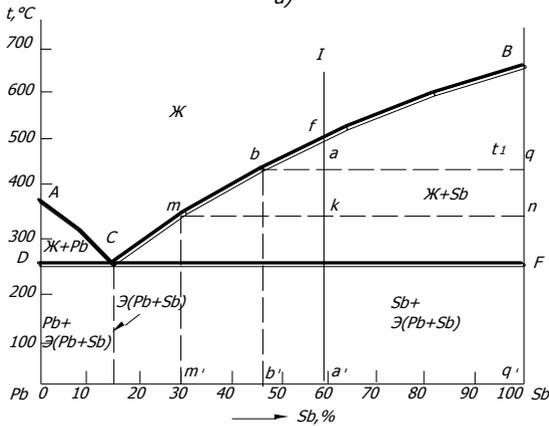
По полученным кривым охлаждения (критическим точкам) для различных сплавов изучаемой системы строят диа-

грамму состояния в координатах: по оси абсцисс - концентрация компонентов, по оси ординат - температура.

2.3.1. Диаграмма состояния сплавов с практическим отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии



а)



б)

Рис. 18. Кривые охлаждения сплавов и построение диаграммы состояния сплавов системы **Pb - Sb**

Сплавы таких компонентов при переходе из жидкого состояния в твердое образуют *гетерогенную смесь зерен практически чистых металлов*. К числу таких систем относятся *Sn - Zn, Pb - Sb* и др.

Рассмотрим кривые охлаждения сплавов системы свинец - сурьма, имеющих различный химический состав (рис. 18-а, б).

Кристаллизация чистого свинца (кривая **I**) начинается в точке **I** и заканчивается в точке **I'**. Кристаллизация протекает при постоянной температуре 327 °С. Выше этой температуры свинец находится в жидком состоянии, ниже (отрезок **I'—2**) свинец находится в твердом состоянии; происходит только его охлаждение. На участке **I - I'** в соответствии с правилом фаз **k = 1** (чистый свинец) **f = 2** (жидкий свинец и кристаллы свинца). Следовательно,

$$c = k - f + 1 = 1 - 2 + 1 = 0,$$

т. е. изменения температуры не должно происходить.

Аналогично происходит и кристаллизация сурьмы при температуре 630 °С (кривая **V**).

Кривая охлаждения сплава **III** (13 % **Sb** и 87 % **Pb**) аналогична кривым охлаждения свинца и сурьмы. На кривой охлаждения имеется также только одна температурная остановка **2 - 2'**, т. е. кристаллизация этого сплава происходит при постоянной температуре 246 °С. Особенность кристаллизации сплава заключается в том, что происходит одновременная кристаллизация обоих компонентов, т. е. одновременно появляются и растут кристаллы свинца и сурьмы и таким образом образуется мелкокристаллическая гетерогенная смесь обоих компонентов.

Гетерогенная смесь двух (или более) разнородных кристаллов, одновременно кристаллизующихся из жидкости, называется эвтектикой.

Температура кристаллизации или при нагреве температура плавления ($T_{кр} \approx T_{пл}$) сплавов эвтектического состава наименьшая по сравнению с любым другим сплавом этой системы.

В точке **2'** кристаллизация заканчивается и далее (отрезок **2' - 3**) происходит только охлаждение затвердевшего сплава. Для этого случая по правилу фаз имеем **K = 2** (сурьма и свинец), **f = 3** (кристаллы свинца и сурьмы и жидкий сплав), **c = 0**. Так как **c = 0**, то кристаллизация сплава эвтектического состава должна протекать при постоянной температуре.

Кристаллизация сплава **II** (5 % **Sb** и 95 % **Pb**) происходит иначе, чем сплавов **I**, **V** и **III**. На кривой охлаждения этого сплава

ва имеются две критические точки: точка перегиба *I* (296 °С) и температурная остановка *2 - 2'* (246 °С). Выше точки *I* сплав находится в жидком состоянии, в точке *I* начинается кристаллизация сплава - появляются первые зародыши зерен свинца. Выделение и рост зерен избыточного свинца продолжают до точки *2*. При этой температуре часть сплава, оставшаяся в жидком состоянии, будет иметь эвтектический состав (13 % *Sb* и 87 % *Pb*) и ее кристаллизация будет происходить при постоянной температуре, равной температуре кристаллизации эвтектики (отрезок *2 - 2'*). В точке *2'* кристаллизация заканчивается, отрезок *2' - 3* - охлаждение затвердевшего сплава.

При кристаллизации сплава *IV* (40 % *Sb* и 60 % *Pb*) на кривой охлаждения также имеются две критические точки: точка перегиба *I* (395 °С), соответствующая началу кристаллизации сплава, и температурная остановка *2 - 2'* (246 °С). Сказанное о кристаллизации сплава *II* относится и к сплаву *IV*, отличие лишь в том, что в точке *I* в процессе кристаллизации происходит образование кристаллов сурьмы.

Характерная особенность кристаллизации сплавов *II* и *IV*: кристаллизация происходит в интервале температур - от точки *I* до точки *2*. Это подтверждается и правилом фаз. На участке *I - 2* имеются две фазы: жидкость и кристаллы свинца (сплав *II*) или жидкость и кристаллы сурьмы (сплав *IV*). Отсюда $c=2 - 2 + 1 = 1$, т. е. температура будет переменной.

Полученные критические точки переносят на диаграмму, где координатами будут концентрация и температура. Если затем соединить линией все точки начала кристаллизации (линия *ACB*) и точки конца кристаллизации (линия *DCF*), то получим диаграмму состояния системы *Pb - Sb* (рис. 18-а). Линия *ACB*, представляющая собой геометрическое место точек ликвидус, называется *линией ликвидус*, выше этой линии все сплавы находятся в жидком состоянии. Линия *DCF* - геометрическое место точек солидус - называется *линией солидус*, ниже этой линии все сплавы находятся в твердом состоянии.

На рис. 18-б приведена диаграмма состояний *Pb - Sb*, но с указанием фазового состава и структуры в различных областях диаграммы. Сплавы, расположенные левее точки *C*, т. е. содержащие меньше 13 % *Sb*, называются *доэвтектическими*.

Сплав, отвечающий составу эвтектики (13 % *Sb*), называется *эвтектическим* (рис. 18-б).

Сплавы, лежащие правее точки *C* (содержащие больше 13 % *Sb*), называются *заэвтектическими*. Их структура - избыточные кристаллы сурьмы и эвтектика.

Пользуясь диаграммой состояния, можно легко определить температуру начала и конца плавления для любого сплава данной системы (а также структурные составляющие, которые имеет сплав в твердом состоянии). Для этого на оси абсцисс находят точку, отвечающую концентрации рассматриваемого сплава, и через нее проводят вертикальную линию (линию сплава). Точки пересечения с линиями солидус и ликвидус соответствуют температуре начала и конца плавления.

Пользуясь диаграммой состояния, можно для любой температуры определить не только число фаз, но и их состав и количественное соотношение, применив правило отрезков.

Правило отрезков (правило рычага) может быть использовано только для тех областей диаграммы, в которых сплавы находятся в двухфазном состоянии. Предположим, следует определить состав фаз для сплава *I* при t_1 (точка *a* на рис. 18-б). Для этого через точку *a*, характеризующую состояние данного сплава, надо провести горизонтальную линию (*коноду*) до пересечения с линиями диаграммы состояния, ограничивающими данную двухфазную область (линия *bq* на рис. 18-б). Точки пересечения *b* и *q* проектируют на ось концентраций. Проекция точки *b* точка *b'* покажет состав жидкой фазы, а точки *q* – точка *q'* - твердой фазы (для данной системы это чистая сурьма). С понижением температуры состав фаз будет изменяться. За счет роста зерен сурьмы содержание ее в жидком сплаве будет уменьшаться. При температуре t_2 состав жидкой среды определяется проекцией точки *m* на ось концентраций, т. е. точкой *m'*.

При 246 °С состав жидкой фазы определяется соответственно точкой *C* (13 % *Sb*). Таким образом, независимо от общего содержания компонентов в сплаве эвтектика во всех сплавах данной системы будет иметь один и тот же химический состав.

Второе положение правила отрезков позволяет определять количественное соотношение фаз при любой температуре.

Для этого также проводят через точку a коноду. Количество (масса) фаз обратно пропорционально отрезкам проведенной коноды.

Если принять, что отрезок bq выражает количество всего сплава, то количество выделившейся избыточной сурьмы соответствует отрезку ba , жидкой фазы - отрезку aq . Для определения относительного весового количества фаз пользуются отношениями

$$\begin{aligned} Q_{жс}/Q_c &= aq/bq; \\ Q_{sb}/Q_c &= ba/bq; \\ Q_{жс}/Q_{sb} &= aq/ba, \end{aligned} \quad (13)$$

где $Q_{жс}$ - количество жидкого расплава;
 Q_{sb} - количество кристаллов сурьмы;
 Q_c - количество всего сплава.

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

В твердом состоянии в любых соотношениях могут растворяться друг в друге такие металлы, которые имеют одинаковую кристаллическую решетку с мало различающимися параметрами, например, медь и никель, которые имеют ГЦК решетку с параметром около 0,36 нм, или α -железо и хром, имеющие ОЦК решетку с параметром около 0,29 нм и др.

Кривые охлаждения системы $Cu - Ni$ всех сплавов данной системы имеют вид, представленный на рис. 19. Для чистых металлов кривые охлаждения имеют вид, аналогичный кривым I и V , приведены на рис. 18-а.

Выше линии ликвидус ACB (рис. 19) сплавы находятся в состоянии однородного жидкого раствора, в котором атомы меди равномерно перемешаны с атомами никеля. На линии ликвидус ACB начинается кристаллизация сплавов, что сопровождается уменьшением скорости охлаждения. В точках лежащих на линии солидус ADB кристаллизация заканчивается с образованием неограниченного твердого раствора никеля и меди.

Ниже линии солидус ADB происходит охлаждение твердого раствора без каких-либо превращений. Сплавы с разным соотношением меди и никеля имеют аналогичный вид кривых

охлаждения, они различаются только значениями температур начала и конца кристаллизации (рис. 19-а).

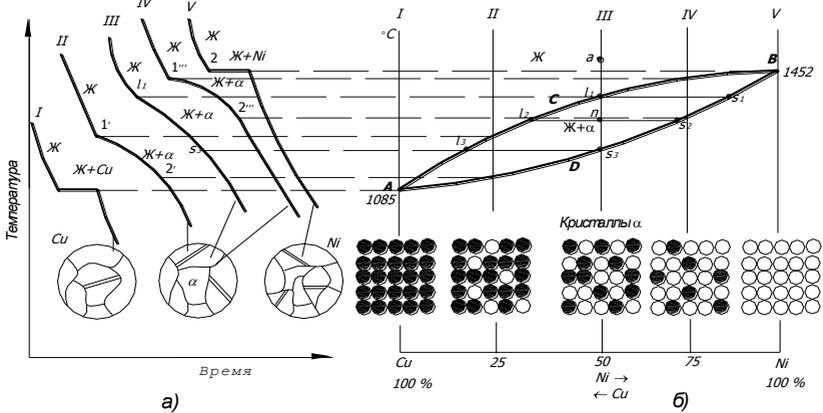


Рис. 19. Диаграмма состояния сплавов $Cu - Ni$:

а - кривые охлаждения сплавов I, II, III, IV, V ; б - диаграмма состояния сплавов $Cu - Ni$ и схема расположения атомов Cu (черные) и Ni (белые) в решетках сплавов

Проведем анализ данной диаграммы на примере какого-либо конкретного сплава, например, содержащего 50 % Ni (сплав III , рис. 19).

В точке a сплав находится в жидком состоянии. В точке l_1 начнется кристаллизация сплава. Применим правило отрезков. Точка s_1 спроектированная на ось концентраций, покажет состав первых образовавшихся кристаллов твердого раствора α . При дальнейшем охлаждении состав кристаллов будет изменяться от точки s_1 до точки s_3 , а состав жидкой фазы - от точки l_1 до точки l_3 . Таким образом, в процессе кристаллизации состав растущих кристаллов будет изменяться в сторону уменьшения содержания никеля.

Пользуясь вторым положением правила отрезков, можно определить количественное соотношение фаз для любой температуры.

Чем больше температурный интервал кристаллизации сплава, т. е. чем больше расстояние между линией ликвидус и

солидус, тем больше проявляется дендрритная ликвация (подробнее о ликвации см. 2.4).

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

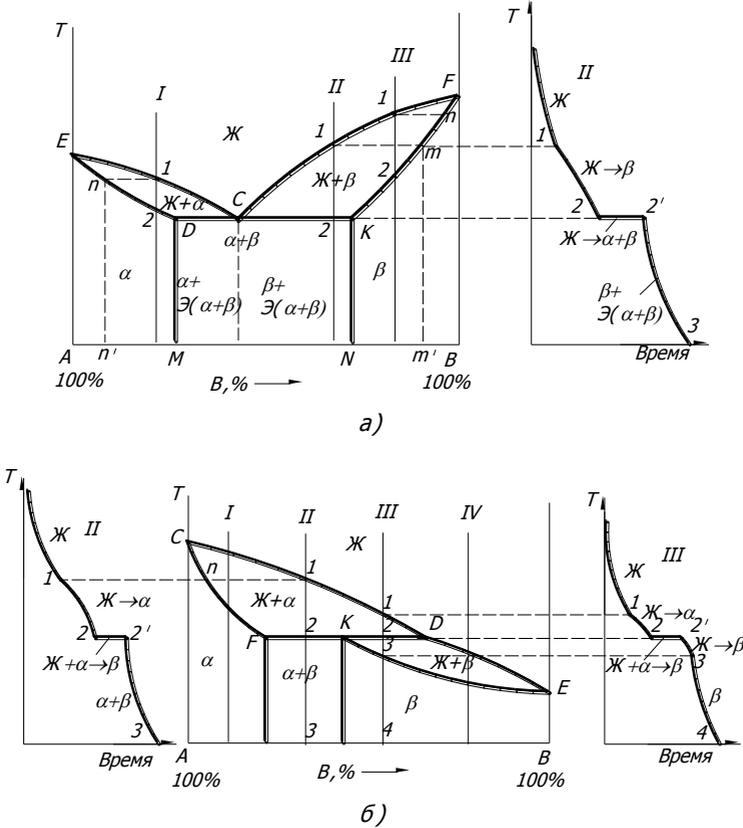


Рис. 20. Диаграммы состояния сплавов с ограниченной взаимной растворимостью компонентов в твердом состоянии: а - с эвтектикой; б - с перитектикой

Диаграмма состояния с эвтектикой представлена на рис. 20-а. Здесь компоненты обозначены A и B ; фазы $Ж$, α , β , где α - твердый раствор атомов компонента B в кристалличе-

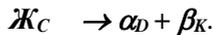
ской решетке компонента A , а β - твердый раствор атомов компонента A в кристаллической решетке компонента B . Линия ECF является линией ликвидус, а линия $EDCKF$ - линией солидус. Линии DM и KN показывают предельную растворимость компонентов.

Пользуясь правилом фаз и правилом отрезков, можно проследить за процессом кристаллизации любого сплава. Кристаллизация сплавов I и III аналогична кристаллизации сплавов в системе $Cu - Ni$. Выше точки 1 сплав находится в жидком состоянии. В точке 1 начинается и в точке 2 заканчивается кристаллизация сплава. В процессе кристаллизации образуются кристаллы твердого раствора α (или β), а состав остающейся жидкой фазы изменяется по линии $1 - C$. Состав твердой фазы изменяется по линии $n - 2$. При дальнейшем понижении температуры никаких фазовых превращений в этом сплаве не происходит.

Кристаллизация сплава II протекает в интервале температур от точки 1 (начало кристаллизации) до точки 2 (конец кристаллизации).

В этом температурном интервале образуются кристаллы твердого раствора β . С понижением температуры состав кристаллов β изменяется по линии mK , а состав жидкой фазы - по линии $1 - C$.

По достижении температуры, соответствующей горизонтали DCK (точка 2), происходит эвтектическая реакция - из жидкости состава точки C выделяются кристаллы твердых растворов: α - состава точки D и β - состава точки K . Эвтектическую реакцию можно записать так:



Согласно правилу фаз, $c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$, т. е. реакция эта инвариантная.

Диаграмма состояния с перитектикой. Другая разновидность диаграммы состояния с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии показана на рис. 20-б. Здесь также компоненты условно обозначены A и B , фазы $Ж$, α , β . Линия CDE - линия ликвидус, линия $CFKE$ - солидус. Кристаллизация сплавов I и IV происходит аналогично ранее разобран-

ным (система $Cu - Ni$). Кристаллизация сплава II начинается в точке I . Из жидкости выпадают и растут кристаллы α -твердого раствора, состав которого изменяется по линии солидус от точки n до точки F . Состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидус от точки I до точки D . По достижении перитектической температуры (горизонталь FKD) кристаллы α (точка 2) реагируют с жидкостью и дают новую фазу - твердый раствор β :



При этом $c = 2 - 3 + 1 = 0$, т. е. реакция идет при постоянной температуре.

Таким образом, превращение осуществляется только для сплавов, имеющих концентрацию компонентов, соответствующую перитектической точке K . В сплавах, расположенных левее точки K (сплав II), останутся в избытке кристаллы α -фазы и после кристаллизации он будет иметь структуру $(\beta + \alpha)$. В сплавах, расположенных правее точки K , (сплав III), по окончании перитектического превращения будет избыток жидкой фазы $Ж$, которая при понижении температуры от точки 2 до точки 3 будет кристаллизоваться в β - фазу. Кристаллизация сплава закончится в точке 3 образованием структуры, состоящей только из зерен твердого раствора β .

2.3.4. Диаграмма состояния сплавов с образованием химических соединений

При сплавлении компонентов, имеющих большое различие в размерах атомов, кристаллическом строении и свойствах, возможно образование химических соединений. Химическое соединение вида A_nB_m может быть устойчивым и неустойчивым.

Диаграмма с устойчивым химическим соединением.

Если химическое соединение при нагреве до температуры плавления не диссоциирует, оно является устойчивым. Такое химическое соединение в диаграммах состояния играет роль компонента. С элементами, образующими данную систему, устойчивое химическое соединение может взаимодействовать различным образом: образовывать как гетерогенные смеси

(рис. 21-а), так и твердые растворы на базе химического соединения (рис. 21-б, в).

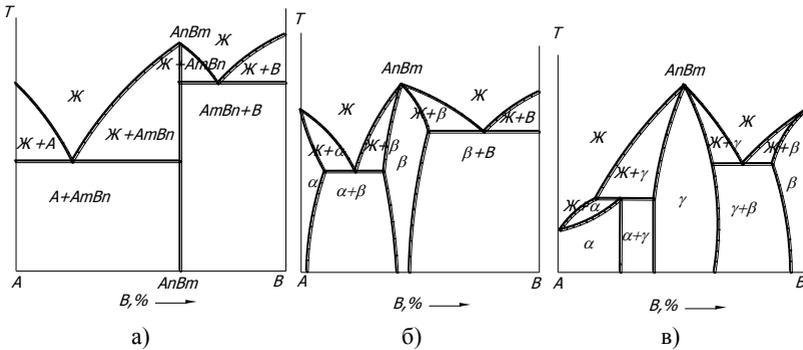


Рис. 21. Диаграммы состояния сплавов из компонентов, образующих устойчивые химические соединения

Диаграмму состояния, приведенную на рис. 21-а, можно рассматривать как сложную, состоящую из двух:

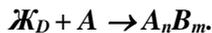
- 1 - компонент A - химическое соединение AnB_m и
- 2 - компонент B - химическое соединение AnB_m .

В месте соединения двух диаграмм получается точка перелома или острая вершина. Наличие такой вершины на линии ликвидус является характерным признаком, указывающим на образование устойчивого химического соединения при такой концентрации сплава.

Образование химического соединения на диаграмме изображается вертикальной линией, проходящей через точку, соответствующую составу соединения (рис. 21-а).

Диаграмма с неустойчивым химическим соединением.

Неустойчивым химическим соединением называют такое соединение AnB_m , которое при нагреве диссоциирует на составные элементы (рис. 22). На линии FKD при нагреве (или охлаждении) происходит превращение, напоминающее перитектическое:



При охлаждении сплава I в точке I начнется кристаллизация, образуются кристаллы компонента A . При температуре, соответствующей линии FKD (точка 2), жидкая фаза взаимодей-

ствуется с кристаллами компонента A , при этом образуется химическое соединение A_nB_m , но жидкость остается в избытке. При дальнейшем охлаждении (до точки 3) происходит кристаллизация соединения A_nB_m . В точке 3 (линия MCN) остаток жидкости кристаллизуется, образуя эвтектику:

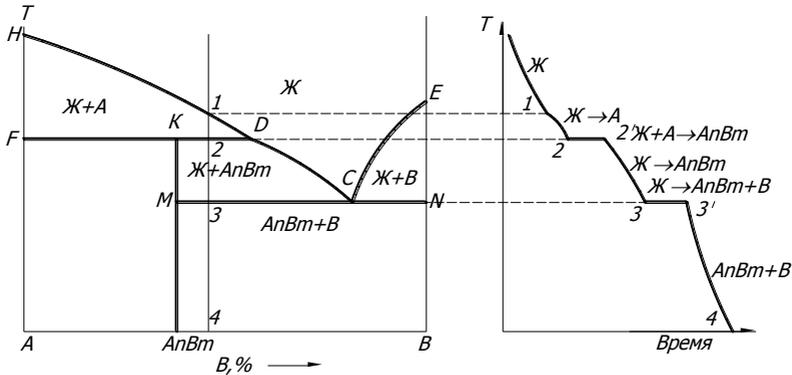


Рис. 22. Диаграмма состояния сплавов из компонентов, образующих неустойчивое химическое соединение

2.3.5. Диаграмма состояния сплавов, испытывающих превращения в твердом состоянии

Кроме первичных превращений, т.е. превращений, связанных с переходом из жидкого состояния в твердое, в сплавах часто наблюдаются вторичные превращения, происходящие в при их нагреве или охлаждении. Примером таких превращений являются изменение растворимости компонентов, полиморфные превращения и др. Эти превращения имеют большое значение на практике, так как обуславливают возможность термической обработки сплавов.

Переменная растворимость. Примеры диаграмм состояния, когда с изменением температуры в сплавах изменяется растворимость компонентов, приведены на рис. 23.

Кристаллизация сплава I (рис. 23-а) до точки 3 происходит аналогично кристаллизации сплава I (рис. 20-а). При дальнейшем охлаждении (ниже точки 3) сплав попадает в двухфаз-

ную область. Поскольку сплав находится левее точки F , в его структуре не может быть эвтектики. Вторая фаза выделяется в результате уменьшения растворимости атомов компонента B в кристаллической решетке компонента A , т.е. в результате уменьшения концентрации атомов B и твердом растворе α при температуре t_1 (линия эвтектического превращения FCK) твердый раствор α имеет концентрацию атомов $B - a_1$, при $t_2 - a_2$, при $t_3 - a_3$, причем $a_1 > a_2 > a_3$.

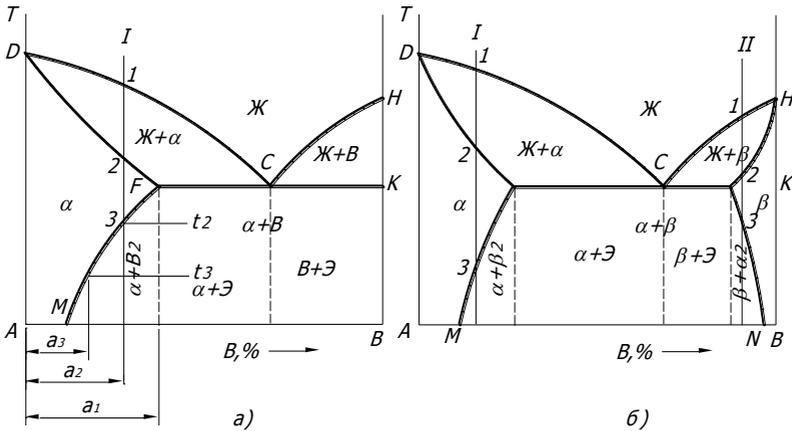


Рис. 23. Диаграмма состояния сплавов с переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Таким образом, линия FM на диаграмме является линией переменной растворимости. Кристаллы B (или β на рис. 23-б), выделившиеся из твердого α -раствора, называются вторичными кристаллами и обозначаются B_2 , β_2 , α_2 . Физические и химические свойства вторичных кристаллов те же, что и первичных; различие - в размерах и форме.

Если сплав охлаждается медленно и температура, при которой начнется выделение вторичной фазы, высокая, то диффузия протекает с достаточной скоростью, выделение вторичной фазы происходит в основном по границам зерна в виде сетки и частично внутри него. При низкой температуре превращения или ускоренном охлаждении вторичные фазы выделяются в основном внутри зерна в виде дисперсных включений.

Если один из компонентов испытывает **полиморфное превращение** при изменении температуры, то это отразится на линиях и точках диаграммы состояния. На рис. 24 приведены примеры диаграмм состояния для различных взаимодействий компонентов. На рис. 24-а показано, что один из компонентов, образующих только гетерогенную смесь, испытывает полиморфное превращение. Согласно правилу фаз (фазы A_1 , A_2 и B) $c = 2 - 3 + 1 = 0$, т.е. превращение происходит при постоянной температуре.

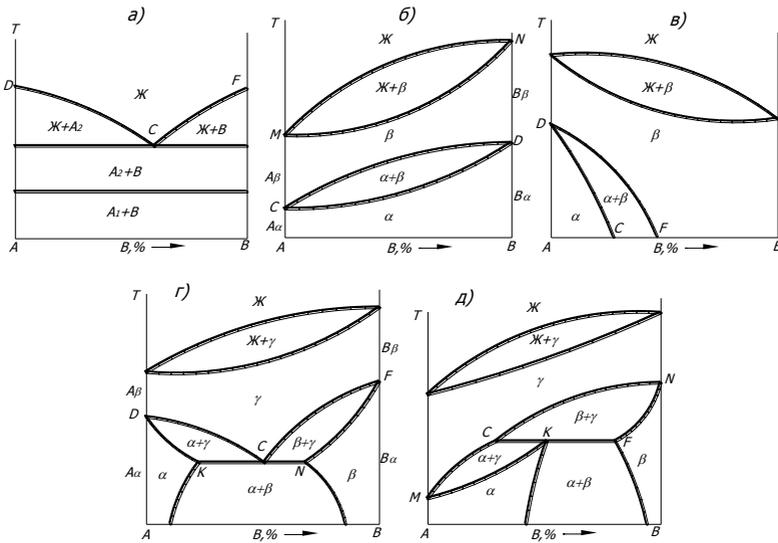


Рис. 24. Диаграммы состояния с превращениями в твердом состоянии

Если в системе с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии оба компонента испытывают полиморфное превращение и изоморфны обе модификации, например $Ti - Zr$, то на диаграмме имеются две области неограниченной растворимости в твердом состоянии (рис. 24-б). В твердом растворе превращение протекает в интервале температур (две фазы α и β , следовательно, $c = 1$).

На рис. 24-в приведена диаграмма состояния для случая, когда компонент A испытывает полиморфное превращение, а

кристаллы компонента B будут изоморфны высокотемпературной модификации A .

Возможно и такое взаимодействие компонентов, когда низкотемпературные модификации ограниченно растворимы, а высокотемпературные - растворимы неограниченно друг в друге (рис. 24-г). В этом случае устанавливается неинвариантное равновесие (линия KN), так как, согласно правилу фаз,

$$\gamma_c \rightarrow \alpha_K + \beta_N,$$

т.е. $c = 0$.

Это превращение аналогично эвтектическому, но в нем не принимает участия жидкая фаза: превращение испытывает твердый раствор γ . По аналогии такие превращения называются *эвтектоидными*. В результате такого превращения образуется дисперсная смесь $\alpha_K + \beta_N$, называемая *эвтектоидом*. Термодинамически эвтектоидное превращение ничем не отличается от эвтектического.

2.4. Неравновесная кристаллизация сплавов.

Виды ликвации и способы ее устранения

Выше были рассмотрены процессы равновесной кристаллизации, когда диффузионные процессы полностью успевают выравнять составы фаз.

В реальных условиях охлаждения с конечной скоростью при затвердевании сплава равновесия не получается. Диффузия идет медленно и выравнивание состава во всем объеме жидкой и твердой фаз не осуществляется. Особенно это относится к твердой фазе. В результате затвердевания получается химически неоднородный твердый раствор. Например, в системе $Bi - Sb$ внутренняя часть каждого кристалла, затвердевшая в начале кристаллизации, обогащена сурьмой. Сначала выпадают кристаллы, обогащенные более тугоплавким компонентом, в данном случае сурьмой, а в их наружных слоях оказывается меньше сурьмы и больше висмута (по сравнению со средней концентрацией в сплаве). Такая химическая неоднородность в пределах каждого зерна (дендрита) называется *внутризеренной* или *дендритной ликвацией*.

Рассмотрим, как образуется дендритная ликвация. Примем для упрощения, что процессы диффузии выравнивают состав жидкой фазы, и что этот состав соответствует равновесию, получающемуся на границе раздела твердый раствор - жидкость. Практически достичь однородности жидкой фазы при затвердевании невозможно, также как и твердой, хотя степень неоднородности жидкой фазы меньше, чем твердой. Однако принятое упрощение не мешает сделать правильные выводы.

Рассмотрим сплав состава x , в котором при T_1 начинается выделение кристаллов состава α_1 (рис. 25).

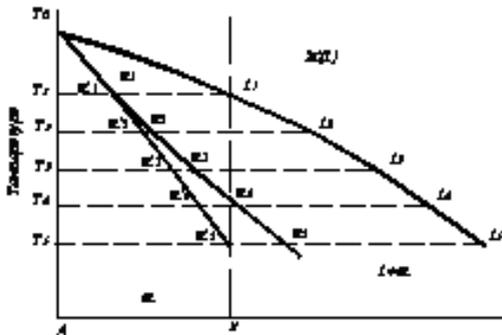


Рис. 25. Изменение состава α -фазы при кристаллизации в условиях ускоренного охлаждения (образование ликвации)

Рассмотрим, как образуется дендритная ликвация. Примем для упрощения, что процессы диффузии выравнивают состав жидкой фазы, и что этот состав соответствует равновесию, получающемуся на границе раздела твердый раствор - жидкость. Практически достичь однородности жидкой фазы при затвердевании невозможно, также как и твердой, хотя степень неоднородности жидкой фазы меньше, чем твердой. Однако принятое упрощение не мешает сделать правильные выводы. Рассмотрим сплав состава x (рис. 25), в котором при T_1 начинается выделение кристаллов состава α_1 .

При охлаждении до T_2 , жидкость изменит состав от L_1 до L_2 . Вся твердая фаза должна была бы при T_2 иметь состав α_2 . Но в отсутствие равновесия этот состав будут иметь только верхние слои кристаллов (на границе раздела жидкость - твердый рас-

твор). Остальные же части кристаллов, образовавшиеся выше температуры T_2 , не изменяют своего состава, и средний состав всей твердой фазы будет соответствовать точке α'_2 . Состав α'_2 лежит между составами α_1 и α_2 .

При понижении температуры до T_3 средний состав твердой фазы еще больше отклонится от равновесного и будет соответствовать точке α'_3 , а не α_3 . И в данном случае состав α_3 будет только на границе раздела с жидкой фазой. Состав α'_3 лежит между α_1 и α_3 . При T_4 затвердевание должно было бы закончиться, но в отсутствие равновесия этого не произойдет, так как в сплаве останется еще некоторое количество жидкости, равное

$$\frac{\alpha_4 \alpha_4}{\alpha_4 L_4} \cdot 100\% \approx 15\%$$

где α'_4 - средний состав твердой фазы.

Затвердевание закончится при T_5 , когда средний состав твердой фазы α'_5 совпадет со средним составом сплава x . На поверхности кристаллов будет состав α_5 .

Отсюда видно, что состав твердой фазы меняется от α_1 до α_5 , т. е. она в некоторой своей части ($\alpha_1 - \alpha_4$) обеднена, а в другой части ($\alpha_4 - \alpha_5$) обогащена компонентом B . Видно также, что образование ликвации сопровождается расширением интервала затвердевания.

Ликвационную неоднородность твердого раствора можно устранить отжигом затвердевшего сплава при высокой температуре. При отжиге состав твердой фазы выравнивает диффузия, поскольку ниже температуры солидус равновесным является однофазное состояние. Однако следует быть осторожным в выборе температуры отжига. В рассмотренном примере (рис. 25) быстрый нагрев до T_5 , может уже привести к началу плавления, так как участки состава α_5 сохранились и могут расплавиться, хотя по диаграмме равновесия сплав x должен был бы плавиться при температуре выше T_5 .

Процесс устранения ликвационной неоднородности и соответствующий отжиг в практике термической обработки называют *гомогенизацией*. В тех случаях, когда в сплаве имеются примеси, затрудняющие диффузию, гомогенизация, даже очень

продолжительная, не приводит к полному устранению дендритной ликвации.

Кроме дендритной, может образоваться и **зональная ликвация**. Зональной ликвацией называется химическая неоднородность в объеме всего затвердевшего металла. Например, в сплавах **Bi - Sb** сначала выпадают кристаллы, богатые сурьмой, а жидкость при этом обогащается висмутом. Вследствие значительного различия плотности этих компонентов, выпавшие кристаллы всплывают и верхняя зона слитка, если не приняты специальные меры, например встряхивание или перемешивание, обогащена сурьмой, а нижняя - висмутом. Наряду с этим может образоваться зональная ликвация и другого рода. Первоначально выпавшие из жидкости кристаллы, обогащенные сурьмой, пристанут к стенкам изложницы и останутся в наружных слоях слитка, а внутри его затвердеет остаток жидкого сплава, обогащенный висмутом. Устранение зональной ликвации посредством отжига даже при очень чистых сплавах в практических условиях невозможно.

Явление ликвации может быть использовано в технике.

Так, например, **Ni - Cu** - сплавы с ликвационной неоднородностью имеют не строго определенную точку Кюри, а температурный интервал, внутри которого намагниченность плавно уменьшается до нуля. Этим пользуются в приборостроении. Самым важным практическим применением ликвации является получение чистых металлов и полупроводников. Это может быть осуществлено **направленной кристаллизацией** или **зонной плавкой**.

2.5. Связь между диаграммами состояния и возможностью термической обработки сплавов

Термической обработкой называют совокупность операций нагрева и охлаждения сплавов по определенному режиму с целью получения требуемых структур и свойств сплавов.

Наличие фазовых превращений в твердом состоянии широко используется для изменения структуры и свойств сплавов методом термической обработки. Так, например, нагревом сплава **I** (рис. 23-б) выше точки **З**, получаем со-

стояние сплава, соответствующее α - твердому раствору. При быстром охлаждении этого сплава можно затормозить выделение β_2 -кристаллов и зафиксировать при нормальной температуре пересыщенный твердый раствор α , который, естественно, будет иметь свойства, отличные от свойств сплава в равновесном состоянии.

Нагревом сплава *II* (рис. 23-б) выше точки *З* до области β - фазы и последующим быстрым охлаждением от этих температур можно затормозить полностью или частично фазовые превращения, которые должны протекать в соответствии с диаграммой состояния при охлаждении. Операция термической обработки (быстрое охлаждение от температур нагрева выше температуры фазовых превращений в твердом состоянии), в результате которой при низких температурах фиксируется неравновесное состояние сплава, называется *закалкой*.

Нагрев закаленного сплава ниже температур фазовых превращений содействует развитию диффузионных процессов и уменьшению степени неравновесности сплава. Такая операция термической обработки называется *отпуском*. Разновидностью отпуска является также *старение*, заключающееся в том, что в закаленных сплавах при нормальной температуре (*естественное старение*) или при повышенных температурах (*искусственное старение*) протекают в известной степени процессы, приближающие сплав к более устойчивому состоянию.

Процессы старения обычно сопровождаются повышением прочности и уменьшением пластичности и вязкости сплава. Старение сплавов после закалки называют также *дисперсионным старением (твердением)*. Таким образом, можно различить отпуск упрочняющий - старение и смягчающий (собственно - отпуск).

Для получения сплава близкого к равновесному состоянию необходим нагрев его до температуры выше температуры фазовых превращений в твердом состоянии и очень медленное охлаждение, чтобы все фазовые превращения успели в макси-

мальной степени совершиться. Такая термическая обработка называется *фазовым отжигом*.

Вышеприведенные операции имеют место, если в сплаве происходят фазовые превращения в твердом состоянии.

Таким образом, диаграммы состояния являются незаменимым пособием, на основании которых устанавливается возможность или невозможность осуществления того или иного вида термообработки, а также температурные режимы термообработки.

2.6. Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния (физико-химический закон Курнакова)

Химический состав и структура определяют свойства металлического сплава. Структура в свою очередь зависит от характера взаимодействия компонентов, входящих в состав сплава, что и отражают диаграммы состояния. Следовательно, между диаграммами состояния и полученными свойствами сплавов существует определенная зависимость. Эта зависимость впервые и наиболее полно была изучена Н. С. Курнаковым, который и представил ее в виде диаграмм «состав – свойства». Некоторые типичные диаграммы состав-свойства изображены на рис. 26 под соответствующими диаграммами состояния. Из свойств, приведенных в диаграммах, рассмотрены твердость (кривые 1) и электропроводность (кривые 2).

Если компоненты сплава образуют гетерогенные смеси, то свойства сплавов изменяются по закону прямой линии - *аддитивно* (рис. 26-а). В таком случае невозможно создать сплав, механические и электрические свойства которого оказались бы выше свойств чистых компонентов.

При образовании компонентами непрерывных твердых растворов свойства сплавов изменяются в соответствии с диаграммами, представленными на рис. 26-б. Небольшое введение второго компонента в чистый металл значительно повышает твердость сплава (кривая 1) и сильно снижает электропроводность (кривая 2). Поэтому для изготовления проводников используют наиболее чистые металлы, а для создания сплавов высокого электросопротивления - металлы с полной взаимной рас-

творимостью. Кроме того, их вводят в сплав примерно в равном количестве (например, медь и никель). При образовании компонентами ограниченных твердых растворов диаграмма состава-свойства получается составленной из двух ранее рассмотренных диаграмм (рис. 26-в).

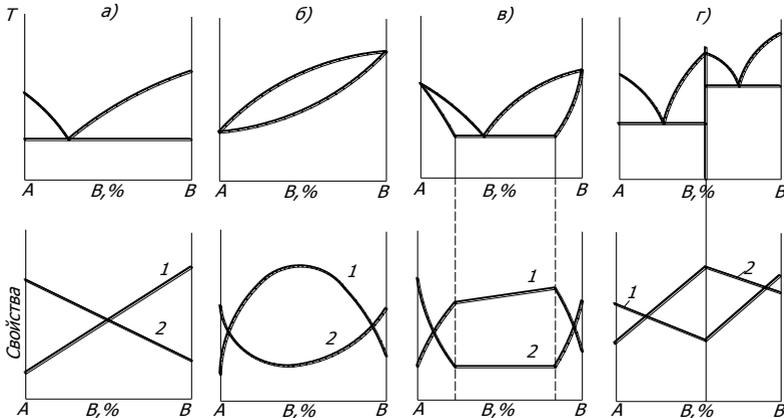


Рис. 26. Диаграммы состав - свойства сплавов при различном характере взаимодействия компонентов

При образовании химических соединений свойства изменяются скачком (рис. 26-г).

Диаграммы «состав – свойства» оказывают большую помощь при создании новых сплавов с заданными свойствами.

2.7. Основные положения при выборе сплавов для конкретного назначения

Наиболее часто технические сплавы являются двух- или многофазными, состоящими из твердых растворов и включений других фаз, преимущественно в виде химических соединений, которые тормозят движение дислокаций и повышают предел текучести материала.

При выборе сплавов необходимо учитывать не только механические, но и их технологические свойства. А. А. Бочва-

ром установлены зависимости между строением и технологическими свойствами сплавов (рис. 27).

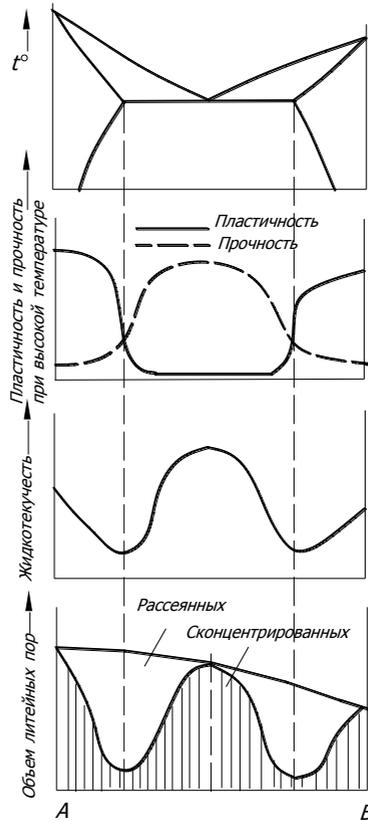


Рис. 27. Диаграмма состояния и технологические свойства сплавов

Ниже приводятся основные положения, которыми следует руководствоваться при создании или выборе сплавов для того или иного назначения:

- лучшими для изготовления деталей обработкой давлением являются чистые металлы или однофазные твердые растворы:

- обработке резанием лучше поддаются многофазные сплавы;
- лучшими литейными свойствами обладают эвтектические или близкие к ним по составу сплавы;
- наилучшими конструкционными материалами, от которых требуется высокая прочность при достаточной пластичности, являются твердые растворы с дисперсными включениями другой фазы. Следует, по возможности, избегать двухфазных сплавов, когда другая фаза выделяется вокруг зерен основной фазы сплава. Такие сплавы отличаются высокой хрупкостью. Очень высокой прочностью обладают сплавы, упрочненные нитевидными монокристаллами направленно растущих эвтектик (композиты);
- наилучшими материалами для высокоизносостойких инструментов являются сплавы, основу которых составляют высокотвердые химические соединения, сцементированные вязкой фазой твердого раствора;
- в качестве подшипниковых материалов наиболее подходящими являются сплавы, состоящие из смеси разных фаз, когда основу сплава составляет мягкая фаза или структурная составляющая, в которую вкраплены более твердые кристаллы;
- в качестве легкоплавких сплавов и припоев применяются эвтектические или близкие к ним сплавы.

2.8. Диаграммы состояния тройных систем

Как было показано, диаграммы состояния двойных сплавов строят на плоскости, при этом по оси абсцисс откладывают концентрацию компонентов, а по оси ординат - температуру. Для тройных сплавов более распространенным является пространственное изображение.

В качестве основания диаграммы применяют равносторонний треугольник, называемый концентрационным. Температуру откладывают по оси, перпендикулярной плоскости концентрационного треугольника. Вершина треугольника отвечает концентрациям, соответствующим чистым компонентам **A**, **B** и **C** изучаемой системы (рис. 28). На сторонах треугольника от-

кладывают концентрации соответствующих двух компонентов: $A - B$, $B - C$, $C - A$. Каждая точка внутри треугольника отвечает составу какого-либо определенного тройного сплава. Состав сплавов определяется, исходя из известной теоремы: в равно-стороннем треугольнике сумма трех перпендикуляров, опущенных из любой точки K , лежащей внутри треугольника, на его стороны равна высоте треугольника.

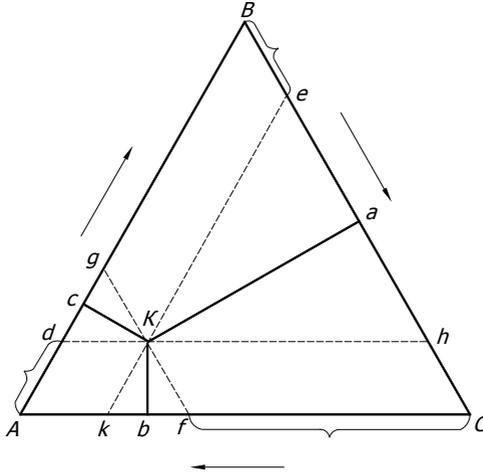


Рис. 28. Концентрационный треугольник

Высоту треугольника принимают за 100 %, тогда перпендикуляры Ka , Kc и Kb будут характеризовать концентрации отдельных компонентов тройного сплава (рис. 28). Количество каждого компонента определяют величиной перпендикуляра, опущенного на противоположную сторону, т. е. количество компонента C определится величиной перпендикуляра Kc , компонента A - Ka , компонента B - Kb .

Чаще состав сплавов определяют не по величине перпендикуляров, а по величине отрезков, отсекаемых на сторонах треугольника линиями, параллельными сторонам треугольника (линии dh , ke , gf), т. е. по отрезкам Ad , Be , и Cf . Отрезок Ad соответствует концентрации компонента B , отрезок Be - компонента C , а отрезок Cf - компонента A . Концентрацию определяют в направлении движения часовой стрелки (на рис. 28 указано

стрелками), но можно определять и в противоположном направлении.

Взаимодействие компонентов в тройных сплавах аналогично двойным: возможно образование гетерогенных смесей, твердых растворов и химических соединений; возможны эвтектические и перитектические реакции, полиморфные превращения и т. п. Отличие состоит в том, что в двойных системах превращения обозначаются линиями и точками, а в тройных - плоскостями и линиями. Например, не линия ликвидус, а поверхность ликвидус (или поверхность солидус), не линия эвтектики, а эвтектическая поверхность. Состав двойной эвтектики определяется не точкой, а линией. И только тройная эвтектика проектируется на плоскости треугольника точкой. Все сказанное можно проследить, изучив две типовые диаграммы состояния сплавов трех компонентов (рис. 29).

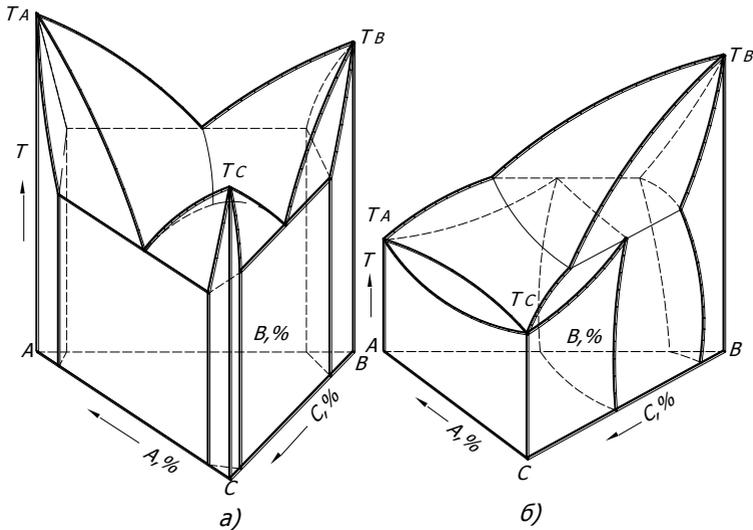


Рис. 29. Диаграммы состояния сплавов трех компонентов с полной растворимостью в жидком и ограниченной растворимостью в твердом состоянии:
а - с эвтектическим равновесием; б - с перитектическим равновесием

Контрольные вопросы к главе 2

1. Что такое компонент, фаза, физико-химическая система, число степеней свободы?
2. Охарактеризуйте основные виды фаз в металлических сплавах.
3. Что представляют собой твердые растворы замещения и внедрения?
4. Как строятся диаграммы состояния?
5. Каков принцип построения кривых нагрева и охлаждения с помощью правила фаз.
6. Каким образом определяются состав фаз и их количественное соотношение?
7. Диаграмма состояния для случая неограниченной растворимости компонентов в жидком и твердом состояниях.
8. Диаграмма состояния эвтектического типа.
9. Диаграммы состояния для сплавов, когда компоненты образуют химические соединения.
10. Диаграммы состояния для сплавов, испытывающих полиморфные превращения.
11. В чем различие между эвтектоидным и эвтектическим превращениями?
12. Виды ликвации и способы ее устранения.
13. Физико-химический закон Курнакова.
14. Связь между типом диаграммы состояния и возможностью термической обработки сплавов.
15. Основные положения при выборе сплавов для конкретного назначения.

Глава 3

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ, РАЗРУШЕНИЕ, РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

3.1. Напряжения и деформация

Деформацией называется изменение размеров и формы тела под воздействием приложенных сил. Деформация вызывается действием внешних сил, приложенных к телу, или различными физико-механическими процессами, происходящими в самом теле (например, изменением объема отдельных кристаллов при фазовых превращениях или вследствие температурного градиента). При этом напряжение в случае одноосного растяжения $\sigma = P/F$. Сила P , приложенная к некоторой площадке F , обычно не перпендикулярна к ней, а направлена под некоторым углом, поэтому в теле возникают *нормальные* и *касательные напряжения* (рис. 30-а). Напряжения могут быть: *истинными* - когда силу относят к сечению, существующему в данный момент деформации и *условными* - когда силу относят к исходной площади сечения. Истинные касательные напряжения обозначают t и нормальные S , а условные соответственно τ и σ . Нормальные напряжения подразделяют на *растягивающие (положительные)* и *сжимающие (отрицательные)*.

Наличие в испытуемом образце (изделии) механических надрезов, трещин, внутренних дефектов металла (металлургического, технологического или эксплуатационного происхождения), сквозных отверстий, резких переходов от толстого к тонкому сечению приводит к неравномерному распределению напряжений, создавая у основания надреза пиковую концентрацию нормальных напряжений (рис. 28, б). В связи с этим такие источники концентрации напряжений называют *концентраторами*.

рами напряжений. Пик напряжений σ_k тем больше, чем меньше радиус концентратора напряжения и чем больше глубина надреза c :

$$\sigma_k = 2\sigma_n \sqrt{\frac{c}{r}}, \quad (14)$$

где σ_n - номинальное (среднее) напряжение.

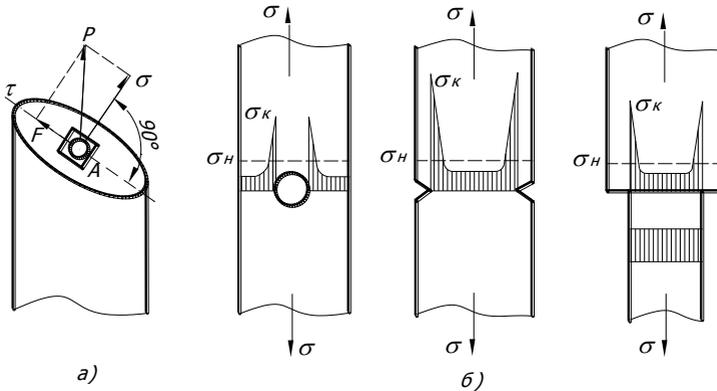


Рис. 30. Образование нормальных σ и касательных τ напряжений в случае приложения силы P к площадке F (а) и эпюры растягивающих напряжений при различных концентраторах напряжений (б): σ_n - номинальное (среднее) напряжение (показано штриховой линией); σ_k - максимальные напряжения

Так как напряжения вызываются разными причинами, то различают **временные напряжения**, обусловленные действием внешней нагрузки и исчезающие после ее снятия, и **внутренние остаточные напряжения**, возникающие и уравнивающиеся в пределах тела без действия внешней нагрузки.

Внутренние остаточные напряжения возникают в процессе быстрого нагрева или охлаждения металла вследствие неоднородного расширения (сжатия) поверхностных и внутренних слоев. Эти напряжения называют **тепловыми**, или **термическими**. Кроме того, напряжения появляются в процессе кристаллизации, при неоднородной деформации, при термической обработке вследствие неоднородного протекания фазовых пре-

вращений по объему. Их называют *фазовыми*, или *структурными*.

3.2. Упругая и пластическая деформация

3.2.1. Упругая деформация

Упругой деформацией называют деформацию, влияние которой на форму, структуру и свойства тела устраняется после прекращения действия внешних сил. Упругая деформация не вызывает заметных остаточных изменений в структуре и свойствах металла; под действием приложенной нагрузки происходит только незначительное относительное и обратимое смещение атомов. При растяжении монокристалла возрастают расстояния между атомами, а при сжатии атомы сближаются. При таком смещении атомов из положения равновесия нарушается баланс сил притяжения и электростатического отталкивания, поэтому после снятия нагрузки, смещенные атомы вследствие действия сил притяжения или отталкивания возвращаются в исходное равновесное состояние и кристаллы приобретают свою первоначальную форму и размеры.

3.2.2. Пластическая деформация

При возрастании касательных напряжений выше определенной величины деформация становится необратимой. При снятии нагрузки устраняется лишь упругая составляющая деформации. Часть же деформации, которую называют *пластической*, остается. При пластической деформации необратимо изменяется структура металла, а, следовательно, и его свойства.

Пластическая деформация осуществляется скольжением и двойникованием.

Схема упругой и пластической деформации металла с кубической структурой, подвергнутого действию касательных напряжений, показана на рис. 31.

Скольжение в кристаллической решетке протекает по плоскостям и направлениям с наиболее плотной упаковкой ато-

мов, где сопротивление сдвигу наименьшее. Это объясняется тем, что расстояние между соседними атомными плоскостями наибольшее, т.е. связь между ними наименьшая. Плоскости скольжения и направления скольжения, лежащие в этих плоскостях, образуют *систему скольжения*. В металлах могут действовать одна или одновременно несколько систем скольжения.

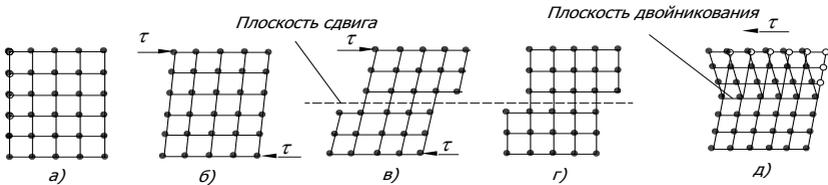


Рис. 31. Схемы упругой и пластической деформации металла под действием напряжения сдвига τ

а - первоначальный кристалл; б - упругая деформация; в - увеличение упругой и появление пластической деформации, вызванной скольжением при нагружении, больше предела упругости; г - напряжение, обуславливающее появление сдвига (после сдвига сохранилась остаточная деформация); д - образование двойника

Металлы с кубической кристаллической решеткой (ГЦК и ОЦК) обладают высокой пластичностью, так как скольжение в них происходит во многих направлениях. Металлы с ГПУ структурой менее пластичны и поэтому труднее, чем металлы с кубической структурой, поддаются прокатке, штамповке и другим видам деформации.

Процесс скольжения не следует представлять как одновременное передвижение одной части кристалла относительно другой.

Такой жесткий или синхронный сдвиг потребовал бы напряжений, в сотни или даже тысячи раз превышающих те, при которых в действительности протекает процесс деформации.

Скольжение осуществляется в результате перемещения в кристалле дислокаций (рис. 32). При действии вдоль плоскости скольжения касательных напряжений в направлении, указанном стрелкой, атомы вблизи ядра дислокации перемещаются справа налево на расстояния ($1 \rightarrow 2$; $3 \rightarrow 4$; $5 \rightarrow 6$; $7 \rightarrow 8$; $9 \rightarrow 10$; $11 \rightarrow 12$; $13 \rightarrow 14$; $15 \rightarrow 16$; $17 \rightarrow 18$), значительно меньшие меж-

атомных. Атомы смещаются не только в плоскости чертежа, но и во всех атомных слоях, параллельных этой плоскости. Дислокации могут переходить с одной плоскости скольжения на другую. Этот переход (*переползание*, восхождение) осуществляется добавлением или удалением слоя атомов путем диффузии, поэтому происходит при достаточно высоких температурах.

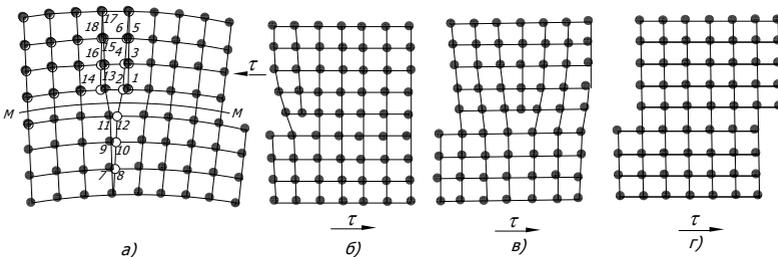
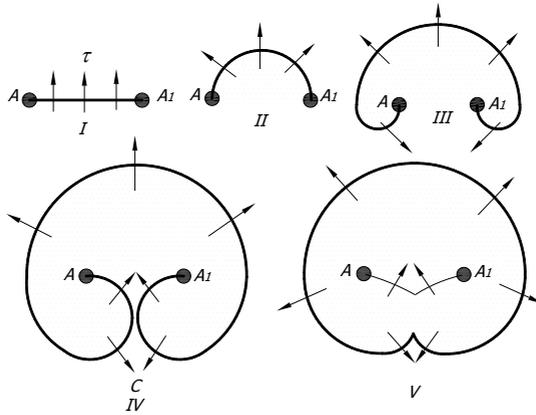


Рис. 32. Движение краевой дислокации, приводящее к образованию ступеньки единичного сдвига на поверхности кристалла:
 а - схема расположения дислокаций; б - г - этапы передвижения дислокации и выхода ее на поверхность; τ - напряжение сдвига; $M - M$ - плоскость сдвига

Перемещение дислокации в плоскости скольжения $M - M$ через весь кристалл приводит к смещению (сдвигу) соответствующей части кристалла на одно межплоскостное расстояние (рис. 32-б, в, г), при этом справа на поверхности кристалла образуется ступенька. Следует иметь в виду, что перемещение дислокаций, образовавшихся в процессе кристаллизации, ограничено. Большие деформации возможны только вследствие того, что движение этих дислокаций вызывает появление или размножение большого количества новых дислокаций в процессе пластической деформации.

Возможность образования дислокаций в процессе деформации была показана в 1950 г. одновременно двумя учеными - Франком и Ридом, но предсказал ее еще в 1940 г. Я. М. Френкель.

Механизм образования дислокации, по Франку и Риду, заключается в том, что закрепленная в точках A и A_1 дислокация может под действием касательных напряжений испытывать перемещения, показанные на рис. 33. Линия дислокации, разрастаясь, превращается в дислокационное кольцо. В то же время обе



концевые части спиралей, сливаясь, дают дислокацию $A - A_1$ в исходном состоянии. Далее под действием напряжений процесс начинается снова, дислокация как бы возвращается в начальное положение и т.д.

Рис. 33. Схема последовательных $I - V$ стадий действия источника Франка – Рида

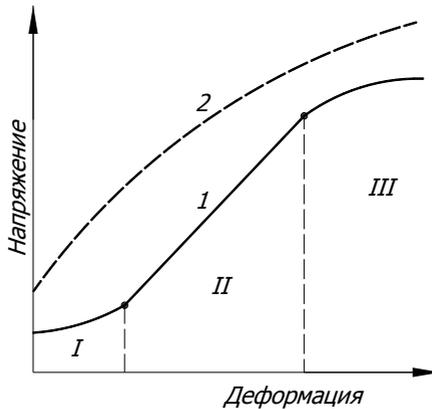
Если напряжение τ продолжает действовать, то из одного источника могут образоваться сотни дислокаций и прекратиться действие источника может лишь в том случае, когда на пути развивающейся петли дислокаций встретится препятствие - новые системы дислокаций, частицы избыточных фаз, границы зерна и т. д.

На начальной стадии пластическая деформация монокристалла осуществляется движением дислокаций по одной системе плоскостей - стадия легкого скольжения (рис. 34).

Дислокации на этой стадии перемещаются сравнительно беспрепятственно на большие расстояния, обеспечивая прогрессивную деформацию без значительного роста действующих напряжений (стадия I деформационного упрочнения). После этого начинается стадия множественного скольжения - движение дислокаций в двух и более системах.

На этой стадии после значительной деформации дислокационная структура металла сильно усложняется и плотность дислокаций (*«лес» дислокаций*) возрастает по сравнению с исходным состоянием на четыре - шесть порядков, достигая

$10^{11} - 10^{13}$ см². Вследствие упругого взаимодействия между дислокациями сопротивление их движению сильно возрастает (рис. 34) и для их продвижения внешнее напряжение должно



резко возрасти (стадия **II** деформационного упрочнения).

Рис. 34. Кривые деформационного упрочнения моно- и поликристаллического металла с ГЦК решеткой:
1 — монокристалл; 2 — поликристалл

Под влиянием все возрастающего напряжения развивается поперечное скольжение винтовых дислокаций, т. е. скольжение с переходом из одной разрешенной плоскости скольжения в другую. Это приводит к частичной релаксации напряжений, аннигиляции отдельных дислокаций разного знака и группировке дислокаций в объемные ячейки, внутри которых плотность дислокаций меньше, чем в стенках ячеек. Наступает **III** стадия деформации, когда происходит так называемый **динамический возврат**, который приводит к уменьшению деформационного упрочнения (рис. 34). Дислокации, движущиеся в деформированном металле, порождают большое число дислоцированных атомов и вакансий.

3.2.3. Двойникование

Пластическая деформация некоторых металлов, имеющих плотноупакованные решетки К12 и Г12, кроме скольжения может осуществляться двойникованием, которое сводится к переориентации части кристалла в положение, симметричное по отношению к первой части относительно плоскости, называемой *плоскостью двойникования* (рис. 31-д). Двойникование подобно скольжению сопровождается прохождением дислокаций сквозь кристалл. По сравнению со скольжением двойникование имеет меньшее значение. В металлах с ГЦК и ОЦК решеткой двойникование наблюдается только при больших степенях деформирования и низких температурах.

3.2.4. Пластическая деформация поликристаллов

Пластическая деформация поликристаллического металла протекает аналогично реформации монокристалла путем сдвига (скольжения) или двойникования. Формоизменение металла при обработке давлением происходит в результате пластической деформации каждого зерна. Плоскости и направления скольжения в каждом зерне различные. При увеличении внешней силы скольжение первоначально начинается в наиболее благоприятно ориентированных зернах, где достигнуто критическое касательное напряжение. Движение дислокаций, начавшееся в одном зерне, не может переходить в соседнее зерно, так как в нем системы скольжения ориентированы по-иному.

Достигнув границы зерна, дислокации останавливаются. Однако напряжения от скопления дислокации у границы зерна могут упруго распространяться через границу и привести в действие источники Франка - Рида в соседнем зерне. В этом случае имеет место «эстафетная» передача деформации от одного зерна к другому. Границы зерна тормозят движение дислокаций. Поэтому в поликристаллическом металле стадия *I* практически отсутствует, а во *II* стадии деформационного упрочнения - коэффициент упрочнения выше (рис. 34). Первоначально под микроскопом на предварительно полированных и деформированных образцах можно наблюдать следы скольжения в виде прямых линий, которые одинаково ориентированы в пределах отдельных зерен.

При большой деформации в результате процессов скольжения зерна меняют свою форму (рис. 35). До деформации зерно имело округлую форму (рис. 35-а), после деформации в результате смещения по плоскостям скольжения зерна вытягиваются в направлении действующих сил P , образуя волокнистую или слоистую структуру (рис. 35-б). Одновременно с изменением формы зерна внутри него происходит формирование субзерен и увеличение угла разориентировки между ними.

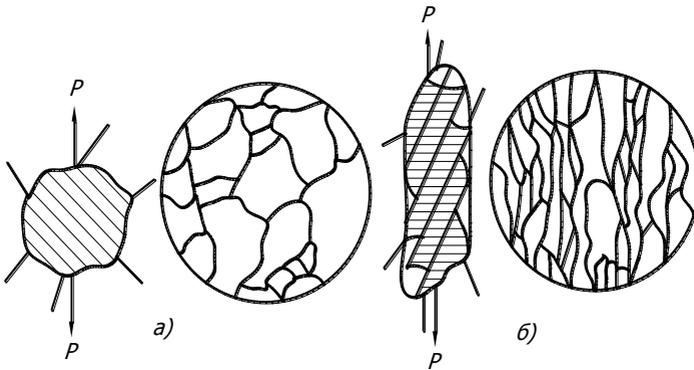


Рис. 33. Изменение формы зерна металла в результате скольжения (штриховой линией показана граница деформированного зерна, кажущаяся ровной благодаря ничтожно малым размерам пачек скольжения):

- а - схема микроструктуры металла до деформации;
- б - схема микроструктуры металла после деформации

3.2.5. Текстура деформации

При большой степени деформации возникает преимущественная ориентация кристаллографических плоскостей и направлений в зернах. Закономерная ориентация зерен относительно внешних деформационных сил получила название **текстуры (текстура деформации)**.

Чем больше степень деформации, тем большая часть кристаллических зерен получает преимущественную ориентацию (текстуру). Характер текстуры зависит от природы металла и вида деформации (прокатка, волочение и т. д.). Кристаллографическую текстуру не следует отождествлять с волокнистой

структурой, волокнистость иногда может и не сопровождаться текстурой. Образование текстуры способствует появлению анизотропии механических и физических свойств.

3.3. Деформационное упрочнение поликристаллического металла (наклеп)

С увеличением степени холодной (ниже $(0,15 - 0,2) T_{пл}$) деформации свойства, характеризующие сопротивление деформации (σ_s , $\sigma_{0,2}$, HV и др.) повышаются, а способность к пластической деформации (пластичность δ) уменьшается (рис. 36). Это явление получило название *наклепа*.

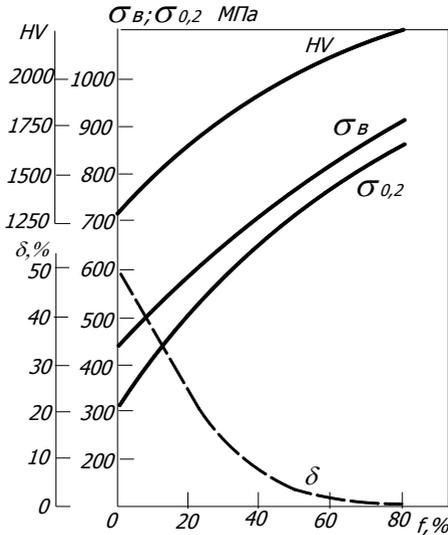


Рис. 36. Влияние степени пластической деформации f на прочность (σ_s , $\sigma_{0,2}$, HV) и пластичность (δ) бронзы

Упрочнение металла в процессе пластической деформации (наклеп) объясняется увеличением числа дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий, межузельных атомов). Повышение плотности дефектов кристаллического строения затрудняет движение отдельных новых дислокаций, а, сле-

довательно, повышает сопротивление деформации и уменьшает пластичность. Наибольшее значение имеет увеличение плотности дислокаций, так как возникающее при этом между ними взаимодействие тормозит дальнейшее их перемещение.

Металлы с ГЦК решеткой упрочняются сильнее, чем металлы с ОЦК решеткой. В результате холодной деформации уменьшаются плотность, сопротивление коррозии и повышается электросопротивление. Холодная деформация ферромагнитных металлов (например, железа) повышает коэрцитивную силу и уменьшает магнитную проницаемость.

3.4. Сверхпластичность

Под сверхпластичностью понимают способность металла к значительной пластической деформации ($\delta = 10^2 \dots 10^3$ %) в определенных условиях при одновременно малом сопротивлении деформированию ($10^0 - 10^1$ МПа).

Существуют следующие разновидности сверхпластичности:

- 1 - *структурная*, которая проявляется при температурах $> 0,5 T_{пл}$ в металлах и сплавах с величиной зерна от 0,5 до 10 мкм и небольших скоростях деформации ($10^{-5} \dots 10^{-1} \text{ с}^{-1}$).
- 2 - *субкритическая (сверхпластичность превращения)*, наблюдающаяся вблизи начала фазовых превращений, например, полиморфных.

Наиболее перспективен процесс структурной сверхпластичности.

Сверхпластичность не является свойством каких-то особых сплавов и при соответствующей подготовке структуры и в определенных условиях деформации проявляется у большого числа сплавов, обрабатываемых давлением. Известно много сплавов на основе магния, алюминия, меди, титана и железа, деформирование которых возможно в режимах сверхпластичности.

Структурная сверхпластическая деформация протекает главным образом благодаря зернограничному скольжению, хотя в определенной степени существует и внутризеренное дислокационное скольжение.

Проблема создания промышленного структурного сверхпластичного материала - это прежде всего получение ультрамелкого равноосного зерна и сохранение его при сверхпластической деформации.

Стабилизация размеров зерна достигается:

- 1 - применением двухфазных сплавов с объемным соотношением фаз 1:1; в этом случае имеет место максимальное развитие межфазовой поверхности, что обеспечивает взаимное торможение роста зерен фаз;
- 2 - использованием дисперсных выделений, являющихся барьером для перемещения границ зерен.

В настоящее время для обработки в состоянии сверхпластичности чаще используют цинкоалюминиевый сплав ЦА22 (22 % Al), титановые $\alpha + \beta$ -сплавы, двухфазные $\alpha + \gamma'$ -сплавы меди и цинка (латунь), алюминиевый сплав, состоящий из α -раствора и дисперсных частиц Al_3Zr , и некоторые другие. Явление сверхпластичности в промышленности используют при объемной изотермической штамповке и при пневмоформовке. Сверхпластичность позволяет в процессе штамповки за одну операцию получить детали сложной формы, повысить коэффициент использования металла, уменьшить трудоемкость и стоимость изготовления изделий. Недостатком является необходимость нагрева штампов до температуры обработки и малая скорость деформаций.

3.5. Разрушение

Под *разрушением* понимают процесс зарождения и развития в металле трещин, приводящий к разделению его на части. Разрушение происходит в результате или развития нескольких трещин, или слияния рядом расположенных трещин в одну магистральную трещину, по которой происходит *полное* разрушение.

Разрушение может быть *хрупким* (в металлах - *квасихрупким*) и (или) *вязким*. Механизм зарождения трещин одинаков как при хрупком, так и при вязком разрушении. Возникновение микротрещин чаще происходит благодаря скоплению

движущихся дислокаций (пластической деформации) перед препятствием (границами зерен, межфазными границами, перед всевозможными включениями и т. д.).

В месте скопления дислокации они могут прийти в столь тесное соприкосновение, что их экстраплоскости сливаются, а под ними образуется зародышевая трещина (рис. 37). Трещина образуется в плоскости, перпендикулярной к плоскости скольжения, когда плотность дислокаций достигает $\rho = 10^{12} \dots 10^{13}$ см², а касательные напряжения у вершины их скопления $\tau \approx 0,7G$. При хрупком разрушении возникшая трещина становится нестабильной и растет самопроизвольно, если ее длина (при заданном напряжении) превышает некоторое критическое значение, а вершина трещины сохраняет остроту, соизмеримую (по радиусу у вершины) с атомными размерами. В этом случае напряжения на краю трещин оказываются достаточными для нарушения межатомной связи.

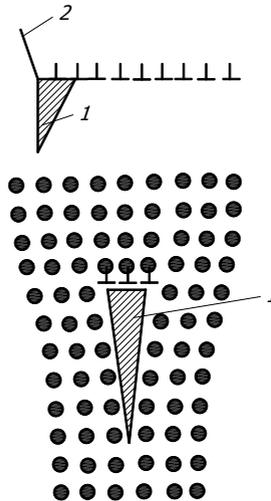


Рис 37. Схема образования трещины:
1 – трещина; 2 – граница зерна

При разрушении распространяющаяся трещина будет окаймлена узкой зоной пластической деформации, на создание которой затрачивается дополнительная энергия. Вязкое и хруп-

кое разрушения различаются между собой по величине пластической зоны у вершины трещины. При хрупком разрушении величина пластической зоны в устье трещины мала. При вязком разрушении величина пластической зоны, идущей впереди распространяющейся трещины, велика, а сама трещина затупляется у своей вершины.

Вязкое разрушение обусловлено малой скоростью распространения трещины. Скорость распространения хрупкой трещины весьма велика. Для стали скорость роста трещины достигает 2500 м/с. Поэтому нередко хрупкое разрушение называют «*внезапным*», или «*катастрофическим*», разрушением.

Вязкое и хрупкое разрушения можно связать с энергоемкостью процесса разрушения при том или ином виде испытания. Вязкому разрушению соответствуют обычно высокие значения поглощенной энергии, т.е. большая работа распространения трещины. Энергоемкость хрупкого разрушения мала и соответственно работа распространения трещины также мала.

С точки зрения микроструктуры существуют два вида разрушения - *транскристаллитное* и *интеркристаллитное*. При транскристаллитном разрушении трещина распространяется по телу зерна, а при интеркристаллитном она проходит по границам зерен.

При распространении трещины по телу зерна может происходить как вязкое, так и хрупкое разрушение. Межзеренное разрушение всегда является хрупким. Надо отметить, что межзеренное разрушение присутствует всегда, но больше проявляется при хрупком разрушении.

По внешнему виду излома различают:

- 1 - хрупкий (светлый), поверхность разрушения, которого характеризуется наличием блестящих плоских участков; такой излом свойствен хрупкому разрушению;
- 2 - вязкий (матовый) излом, поверхность разрушения которого содержит весьма мелкие уступы - волокна, образующиеся при пластической деформации зерен в процессе разрушения; этот излом свидетельствует о вязком разрушении;
- 3 - смешанный.

Межзеренное разрушение облегчается при выделении по границам зерен частиц хрупкой фазы.

Одни и те же (по составу) сплавы в зависимости от предшествующей обработки и метода испытания могут быть и вязкими и хрупкими.

Многие металлы (*Fe, Mo, W, Zn* и др.), имеющие ОЦК и ГПУ кристаллические решетки, в зависимости от температуры могут разрушаться как вязко, так и хрупко. Понижение температуры обуславливает переход от вязкого к хрупкому разрушению. Это явление получило название *хладноломкости*.

Явление хладноломкости можно объяснить схемой А. Ф. Иоффе (рис. 38).

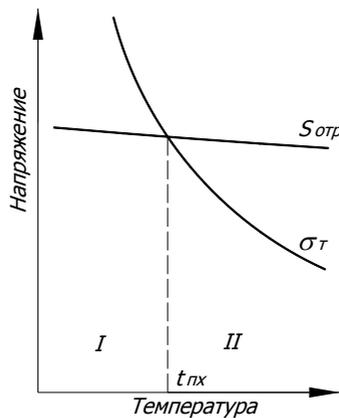


Рис. 38. Схемы хрупкого (I) и вязкого (II) разрушений металла в зависимости от температуры

Понижение температуры практически не изменяет сопротивления отрыву (разрушающего напряжения), но повышает сопротивление пластической деформации σ_T (т.е. предела текучести). Поэтому, металлы, вязкие при сравнительно высоких температурах, могут при низких температурах разрушаться хрупко. В указанных условиях сопротивление отрыву достигается при напряжениях, меньших, чем предел текучести. Точка пересечения кривых σ_T и $S_{отр}$, соответствующая температуре перехода металла от вязкого разрушения к хрупкому, получила название *критической температуры хрупкости, или порога хладноломкости* ($t_{пх}$). Чем выше скорость деформации, тем

больше склонность металла к хрупкому разрушению. Все концентраторы напряжений способствуют хрупкому разрушению. С увеличением остроты и глубины надреза склонность к хрупкому разрушению возрастает. Чем больше размеры изделия, тем больше вероятность хрупкого разрушения (*масштабный фактор*).

3.6. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла

Большая часть работы (около 95 %), затраченной на деформацию металла, превращается в теплоту. Остальная часть энергии аккумулируется в металле в виде повышенной энергии ионов, смещенных из положений равновесия. Это проявляется в усилении дефектности кристаллического строения наклепанного металла – увеличении площади поверхностей раздела, плотности дислокаций, концентрации точечных дефектов, а также росте остаточных напряжений. Таким образом, наклепанный металл является термодинамически неустойчивым. Физические и механические свойства сильнодеформированных кристаллов резко отличаются от свойств отожженных материалов.

Отжигом называется термическая обработка, предназначенная для уменьшения искажений структуры, обусловленных деформацией, а следовательно, к приведению металла в более равновесное состояние. При отжиге происходит два основных процесса называемых *возвратом* и *рекристаллизацией*.

3.6.1. Возврат

Под возвратом понимают как структурные изменения, так и обусловленные ими изменения свойств. Структурные изменения, происходящие при возврате, не сопровождаются появлением новых зерен вместо деформированных.

Основные изменения структуры, происходящие при возврате, связаны со значительным снижением плотности дислокаций и их перегруппировкой. Процесс перегруппировки дислокаций играет важную роль в формировании структуры деформированного кристалла.

При возврате первоначально беспорядочно ориентированные в деформированном кристалле дислокации («лес дислокаций») переползают в новые положения и выстраиваются в стенки, перпендикулярные первоначальным плоскостям скольжения, образуя *субзерна*, очень незначительно разориентированные между собой. Зерно, в результате образования дислокационных стенок, дробится на отдельные блоки (рис. 39). Такой процесс получил название *полигонизации*.

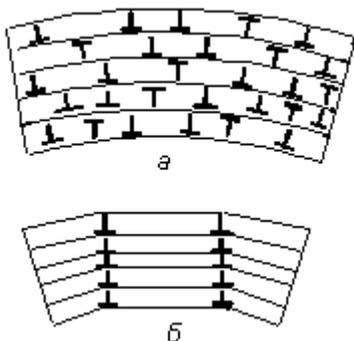


Рис. 39. Схема полигонизации:
а - наклепанный металл; б - полигонизованный металл

Поскольку процесс переползания дислокаций является термически активируемым процессом, то он может протекать с заметной скоростью лишь при повышенных температурах.

Атомы растворенных примесей могут снижать скорость протекания полигонизации, поскольку они затрудняют переползание дислокаций, закрепляя их. В результате упорядоченного перераспределения дислокаций и дробления блоков исходного упругого напряженного кристалла на более мелкие блоки, происходит снижение напряжений II рода.

Процесс полигонизации проявляется не при всех степенях деформации (чаще проявляется при небольших деформациях) и неодинаково у всех металлов.

Считают, что при возврате происходит восстановление механических, а иногда и физических свойств материала до величин, соответствующих недеформированному состоянию, но

это утверждение неоднозначно. Температура, при которой возврат происходит с заметной скоростью, называется *температурой возврата*.

Практически возврат протекает при любой температуре и, строго говоря, температура начала возврата не может быть точно определена, тем более что скорость возврата зависит от многих факторов, например? чистоты металла. У некоторых металлов возврат наблюдается при температурах ниже комнатной (например, у чистого алюминия), но чаще всего происходит в интервале температур от 100 до 400 °С.

Сформировавшаяся в процессе возврата блочная (полигональная) структура устойчива до высоких температур. В процессе возврата происходит снижение плотности дислокаций и концентрации точечных дефектов, а также их упорядочение в полигональные стенки, приводящее к снижению запасенной энергии. При этом общая энергия кристалла снижается и дальнейшей перестройки структуры не происходит.

3.6.2. Рекристаллизация

Рекристаллизацией называется процесс зарождения новых зерен в объеме деформированного материала и их последующий рост.

Процесс формирования новых зерен за счет окружающих деформированных участков, называется *первичной рекристаллизацией*. После этого начинается стадия «поедания» одних рекристаллизованных зерен другими и рост зерна - *вторичная или собирательная рекристаллизация*.

Для того чтобы началась рекристаллизация, необходима некоторая минимальная степень деформации. Эта наименьшая степень деформации называется *критической*. Для различных металлов величина критической степени деформации различна, но, как правило, она колеблется в пределах 2 - 10 %.

После такой деформации получают наиболее крупные зерна и эту закономерность используют для получения крупных монокристаллических зерен методом рекристаллизации. Температура начала рекристаллизации, тем меньше, чем выше степень деформации (и наоборот, тем выше, чем меньше степень де-

формации). Снижения температуры начала рекристаллизации можно добиться путем увеличения продолжительности отжига.

За **температуру начала рекристаллизации** принимают температуру, при которой число зерен на поверхности материала увеличивается на 1 % за 1 мин. Приведенная величина скорости процесса соответствует экспериментальной возможности фиксировать его начало. Как установлено исследованиями А.А. Бочвара, для сильно деформированных металлов, температуры начала рекристаллизации различных металлов связаны простым соотношением с температурами их плавления:

$$T_{рекp} = K T_{пл}, \quad (16)$$

где $T_{пл}$ – выражается в градусах шкалы Кельвина.

Коэффициент пропорциональности K зависит от состава сплавов: для очень чистых металлов он равен 0,2, для технически чистых металлов 0,4, для твердых растворов 0,5...0,6.

Температуры начала рекристаллизации некоторых чистых металлов (°C):

Металл	Cd	Sn	Al	Mg	Cu	Ag	Fe	Mo	Ta	W
$T_{рекp}$	10	30	150	150	200	200	400	900	1000	1200

Началу процесса рекристаллизации предшествует **инкубационный период**, поскольку рекристаллизация, как и обычная кристаллизация, связана с зарождением и с ростом кристаллов. Ее скорость сначала увеличивается, достигает максимума и перед окончанием процесса вновь снижается.

Размер зерна, образующегося в процессе рекристаллизации, зависит от большого числа факторов и, прежде всего, от скорости их роста. Рекристаллизуемые зерна начинают свой рост из наиболее искаженных участков образца, т.е. в местах скопления дислокаций, на стыках зерен, около включений второй фазы, примесей и т.п.

Если исходный размер зерен очень мал, то для начала рекристаллизации требуется малая степень деформации; если исходное зерно крупное, то для начала рекристаллизации требуются и значительные деформации. Частично эти явления связаны с тем, что на границах зерен скапливаются примеси, нерастворимые в матрице при температуре рекристаллизации. Диф-

фузия примесей затруднена, и это ограничивает развитие процесса рекристаллизации.

Рекристаллизация начинается только после достижения определенной концентрации дефектов, превышающей равновесную. Поэтому, если деформация происходит при повышенных температурах, то процессы релаксации ускоряются, и концентрация дефектов уменьшается.

Критическая степень деформации, соответствующая началу рекристаллизации, должна быть в этом случае больше. Зависимость величины зерна при рекристаллизации от степени деформации представлена на рис. 40-а.

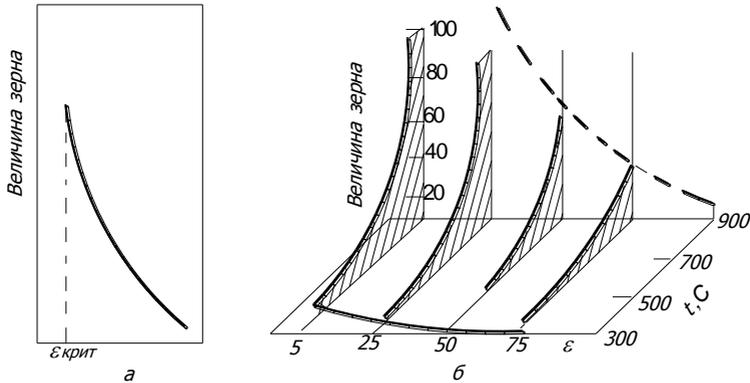


Рис. 40. Зависимость величины зерна при рекристаллизации от степени деформации ϵ (а);

б - диаграмма рекристаллизации для величины зерна 1000 мкм^2

После окончания первичной рекристаллизации, когда деформационное искажение матрицы уже снято (участков деформированной матрицы остается), начинается **вторичная** или **собирательная рекристаллизация**, в процессе которой происходит значительное укрупнение зерен. Движущей силой собирательной рекристаллизации по-прежнему является уменьшение свободной энергии образца, но теперь оно связано преимущественно с уменьшением энергии границ зерен.

3.7. Механические свойства металлов. Общая характеристика

Под механическими свойствами понимают характеристики, определяющие поведение металла (или другого материала) под действием приложенных внешних механических сил. К механическим свойствам обычно относят сопротивление металла (сплава) деформации (прочность) и сопротивление разрушению (пластичность, вязкость, а также способность металла не разрушаться при наличии трещин).

При оценке механических свойств металлических материалов различают несколько групп их критериев.

1. Критерии, определяемые независимо от конструктивных особенностей и характера службы изделий. Эти критерии находят путем стандартных испытаний гладких образцов на растяжение, сжатие, изгиб, твердость (статические испытания) или на ударный изгиб образцов с надрезом (динамические испытания).

Прочностные и пластические свойства, определяемые при статических испытаниях на гладких образцах, хотя и имеют важное значение, и входят в расчетные формулы, во многих случаях не характеризуют прочность этих материалов в реальных условиях эксплуатации деталей машин и сооружений. Они могут быть использованы только для ограниченного числа простых по форме изделий, работающих в условиях статической нагрузки при температурах, близких к нормальной.

2. Критерии оценки конструкционной прочности материала, которые находятся в наибольшей корреляции со служебными свойствами данного изделия и характеризуют работоспособность материала в условиях эксплуатации.

Критерии конструкционной прочности металлических материалов можно разделить на две группы:

а - критерии, определяющие надежность металлических материалов против внезапных разрушений (вязкость разрушения, работа, поглощаемая при распространении трещин, живучесть и др.). В основе этих методик, использующих основные положения механики разрушения, лежат статические или динамические испытания образцов с острыми трещинами, которые имеют место в реальных деталях машин и конструкциях в условиях эксплуатации (надрезы, сквозные отверстия, неметаллические

включения, микропустоты и т. д.). Трещины и микронесплошности сильно меняют поведение металла под нагрузкой, так как являются концентраторами напряжений;

б - критерии, которые определяют долговечность изделий (сопротивление усталости, износостойкость, сопротивление коррозии и т. д.).

3. Критерии оценки прочности конструкции в целом (конструкционной прочности), определяемые при стендовых, натуральных и эксплуатационных испытаниях. При этих испытаниях является влияние на прочность и долговечность конструкции таких факторов, как распределение и величина остаточных напряжений, дефектов технологии изготовления и конструирования изделий и т. д.

Для решения практических задач металловедения необходимо определять как стандартные механические свойства, так и критерии конструкционной прочности.

3.8. Механические свойства, определяемые при статических испытаниях

Статическими называют испытания, при которых прилагаемая к образцу нагрузка возрастает медленно и плавно. Чаще применяют испытания на *растяжение*, позволяющие по результатам одного опыта установить несколько важных механических характеристик металла или сплава.

Для испытания на растяжение используют стандартные образцы (ГОСТ 1497 - 84). Машины для испытаний снабжены прибором, записывающим диаграмму растяжения (рис. 41).

Кривая *I* характеризует поведение (деформацию) металла под действием напряжений σ , величина которых является условной ($\sigma = P/F_0$), где F_0 - начальная площадь поперечного сечения. До точки *A* деформация пропорциональна напряжению. Тангенс угла наклона прямой *OA* к оси абсцисс характеризует модуль упругости материала

$$E = \sigma/\delta \quad (17)$$

где δ - относительная деформация.

Модуль упругости *E* определяет жесткость материала, интенсивность увеличения напряжения по мере упругой дефор-

мации. Физический смысл E сводится к тому, что он характеризует сопротивляемость металла упругой деформации, т.е. смещение атомов из положения равновесия в решетке.

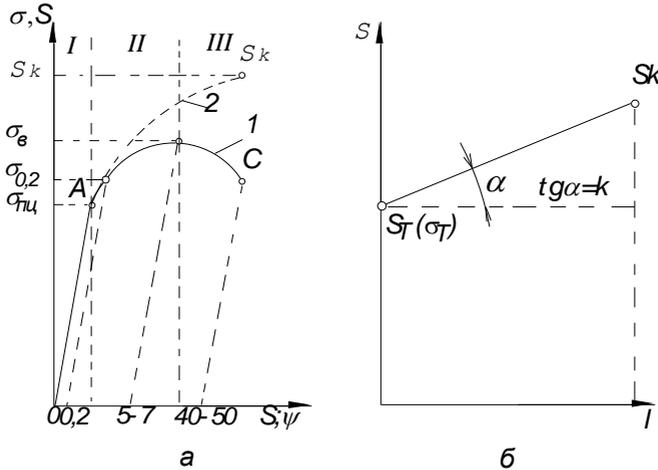


Рис. 41. Диаграмма растяжения металлов для условных (1) и истинных (2) напряжений (а) и диаграмма истинных напряжений (б):
 I - область упругой деформации; II - область пластической деформации;
 III - область развития трещин

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

Напряжение, соответствующее точке A , называют **пределом пропорциональности** (σ_{mu}).

Обычно определяют условный предел пропорциональности, т.е. напряжение, при котором отступление от линейной зависимости между нагрузкой и удлинением достигает такой величины, что тангенс угла наклона, образованного касательной к кривой деформации и осью напряжений, увеличивается на 50 % своего значения на линейном (упругом) участке.

Напряжения, не превышающие предела пропорциональности, практически вызывают только упругие (в микроскопиче-

ском смысле) деформации, поэтому нередко $\sigma_{0,05}$ отождествляют с условным пределом упругости. **Предел упругости** определяется как напряжение, при котором остаточная деформация достигает 0,05 % первоначальной длины образца:

$$\sigma_{0,05} = P_{0,05}/F_0 \quad (18)$$

Напряжение, вызывающее остаточную деформацию, равную 0,2 %, называют **условным пределом текучести**:

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2}/F_0 \quad (19)$$

При испытании железа и других металлов с ОЦК решеткой при достижении определенного напряжения σ_T на кривой растяжения образуется площадка. Напряжение, при котором образец деформируется без увеличения растягивающей нагрузки, называется **физическим пределом текучести**:

$$\sigma_T = P_T/F_0 \quad (20)$$

Если допустимые напряжения определяются величиной упругой деформации (жесткая конструкция), то в расчетах используется величина модуля упругости E . В этом случае стремиться к получению высокого значения $\sigma_{0,2}$ не следует. Величины $\sigma_{0,05}$ и $\sigma_{0,2}$ характеризуют сопротивление малым деформациям.

Дальнейшее повышение нагрузки вызывает более значительную пластическую деформацию во всем объеме металла.

Напряжение, отвечающее наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца, называют **временным сопротивлением**, или **пределом прочности**:

$$\sigma_B = P_{max}/F_0 \quad (21)$$

У пластичных металлов, начиная с напряжения σ_B , деформация сосредоточивается в одном участке образца, где появляется местное сужение поперечного сечения, так называемая **шейка**.

В результате развития множественного скользящего в шейке образуется высокая плотность вакансий и дислокаций, возникают зародышевые несплошности, укрупнение которых приводит к возникновению пор. Сливаясь, поры образуют трещину, которая распространяется в направлении, поперечном оси растяжения, и в некоторый момент образец разрушается (точка C на рис. 41-а).

Кроме того, при испытании на растяжение определяют характеристики пластичности. К ним относятся относительное удлинение

$$\delta = (l_k - l_0) 100/l_0 \quad (22)$$

и относительное сужение

$$\psi = (F_0 - F_k) 100/F_0, \quad (23)$$

где l_0 и l_k - длина образца;

F_0 и F_k - площадь поперечного сечения образца до и после разрушения соответственно.

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

$$l_k = \int_{l_0}^{l_k} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_k}{l_0} = \ln \frac{F_0}{F_k} = \ln \left(\frac{1}{1-\psi} \right) \quad (24)$$

Переход от l_0/l_k к F_0/F_k проведен, исходя из предположения о постоянстве объема при деформировании. Повышение прочности (σ_B , $\sigma_{0,2}$) обычно сопровождается снижением пластичности материала.

На рис. 41-б приведена диаграмма истинных напряжений, построенная в координатах $S - l$. Учитывая, что роль пластической деформации несравненно больше, чем упругой, считают, что участок диаграммы, соответствующий упругой деформации, совпадает с осью координат.

Истинное сопротивление отрыву (разрушению) S_k определяется как отношение усилия в момент разрушения к минимальной площади поперечного сечения образца в месте разрыва:

$$S_k = P_k/F_k. \quad (25)$$

В случае хрупкого разрушения S_k и определяет действительное сопротивление отрыву или хрупкую прочность материала (см. рис. 41-б). При вязком разрушении (когда образуется шейка) σ_B и S_k характеризуют сопротивление значительной пластической деформации, а не разрушению. В конструкторских расчетах σ_B и S_k практически не используются, так как трудно

представить конструкцию, работоспособность которой не нарушится при пластической деформации отдельных деталей или узлов.

Кривая 2 на рис. 41-а показывает, что в процессе растяжения металл испытывает деформационное упрочнение (наклеп).

Если пренебречь упругими деформациями, то коэффициент деформационного упрочнения

$$K = [tg \alpha - (S_k - \sigma_{0,2})]/l_k \quad (26)$$

Характеристики материалов $\sigma_{0,2}$, σ_B , δ , ψ , а также E являются базовыми - они включаются в ГОСТ на поставку конструкционных материалов, в паспорта приемочных испытаний, а также входят в расчеты прочности и ресурса.

3.9. Вязкость разрушения

Хрупкое разрушение судов, мостов, кранов, строительных и дорожных машин и т. д. обычно происходит при напряжениях, лежащих в упругой области, без макропластической деформации. Очагом хрупкого разрушения являются имеющиеся в металле микротрещины (трещиноподобные дефекты) или те же дефекты, возникающие в процессе эксплуатации. Поэтому надежность конструкции определяется в основном сопротивлением металла распространению уже имеющейся острой (опасной) трещины (вязкостью разрушения), а не ее зарождению.

В основе испытаний на вязкость разрушения лежат положения линейной механики разрушения. Разработанные Д.Ж. Ирвиным положения позволяют оценить влияние трещин и подобных им дефектов на сопротивление материала хрупкому разрушению. Базой для развития линейной механики разрушения послужили работы Гриффитса, который показал, что хрупкое разрушение связано с наличием в материале трещин, вызывающих локальную концентрацию напряжений, и происходит в результате самопроизвольного движения этих трещин, поддерживаемого энергией, накопленной в материале вследствие упругой деформации.

По Ирвину, явления, происходящие у устья трещины, могут быть описаны с помощью параметра K , который представля-

ет собой *коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины* или *локальное повышение растягивающих напряжений у ведущего конца трещины*:

$$K = Y\sigma_n \sqrt{\pi c}, \quad (27)$$

где Y - безразмерный коэффициент, зависящий от типа (размеров) образца и трещины;

σ_n - номинальное (среднее) напряжение вдали от трещины, МПа;

c - длина трещины, мм.

Отсюда размерность K имеет вид: МПа·мм^{1/2}.

Если высвобождающаяся при разрушении удельная упругая энергия достигает критического уровня, трещина будет расти самопроизвольно.

Силовое условие начала самопроизвольного разрушения - достижение величиной K критического значения, т. е. K_C . Если $K < K_C$, то разрушения не произойдет.

Параметр Ирвина K_C определяют экспериментально. Чаще K_C определяют в условиях плоского деформированного состояния, когда разрушение происходит путем отрыва - перпендикулярно к плоскости трещины. В этом случае коэффициент интенсивности напряжения, т. е. относительное повышение растягивающих напряжений в устье трещины, при переходе ее от стабильной к нестабильной стадии роста обозначают K_{IC} [МПа·м^{1/2}] и называют его *вязкостью разрушения при плоской деформации*.

Величина K_{IC} - вязкость разрушения - определяет способность металла противостоять развитию трещины. Поэтому, нередко K_{IC} называют *трещиностойкостью*. Чем выше значение K_{IC} , тем меньше опасность хрупкого разрушения и выше надежность конструкции (машины), изготовляемой из этого материала.

Критерий K_{IC} позволяет определить максимально допустимые напряжения в реальной конструкции $\sigma_{кр}$ при наличии трещины определенной длины или, наоборот, при данном рабочем напряжении допустимую длину трещины без хрупкого разрушения конструкции.

Вязкость разрушения K_{IC} , как правило, тем ниже, чем выше предел текучести $\sigma_{0,2}$.

Для сплавов титана показано, что при отношении $K_{IC} / \sigma_{0,2} > 0,24$ критическая длина трещины измеряется в сантиметрах и закритическое развитие ее исключено. При отношении $K_{IC} / \sigma_{0,2} = 0,08 - 0,24$ критическая длина трещины снижается до 0,1 - 1,0 см, а при $K_{IC} / \sigma_{0,2} < 0,08$ - до нескольких микрометров. Поэтому для повышения конструктивной прочности нередко отказываются от высокопрочных материалов вследствие низкого значения их трещиностойкости K_{IC} и возможности хрупкого разрушения.

Критерии вязкости разрушения чаще используют для характеристик высокопрочных металлических материалов, идущих на изготовление сильно нагруженных конструкций (крупных сварных узлов, деталей самолетов, корпусов ракет, сосудов высокого давления, уникальных по своим размерам сооружений).

Величина K_{IC} является структурно чувствительной характеристикой металла.

3.10. Механические свойства, определяемые при динамических испытаниях

Под *динамическими* понимают испытания, при которых скорость деформирования значительно выше, чем при статических испытаниях.

Динамические испытания на ударный изгиб выявляют склонность металла к хрупкому разрушению. Метод основан на разрушении образца (рис. 42-б) с концентратором посередине одним ударом маятникового копра (рис. 42-а).

По шкале маятникового копра определяют полную работу K , затраченную при ударе (работа удара) (рис. 42-а):

$$K = Ph_1 (\cos \beta - \cos \alpha). \quad (28)$$

Под ударной вязкостью KC , Дж/м² (кгс·м/см²) понимают работу удара, Дж (кгс·м/см²), отнесенную к начальной площади поперечного сечения S_0 , м²(см²) образца в месте концентратора:

$$KC = K/S_0. \quad (29)$$

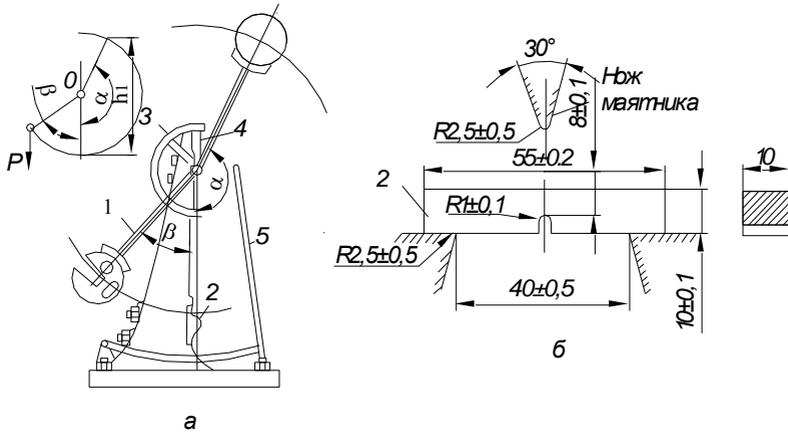


Рис. 42. Схема маятникового копра (а), испытание на удар (б):
1 - маятник; 2 - образец; 3 - шкала; 4 - стрелка шкалы; 5 - тормоз

Действующий в настоящее время ГОСТ 9454-78 предусматривает образцы с концентраторами трех видов; U - с радиусом концентратора $R = 1$ мм (рис. 42-б), V - с $R = 0,25$ мм и углом 45° и T - усталостная трещина. Соответственно ударная вязкость обозначается KCU , KCV , KCT . Ударная вязкость является интегральной характеристикой, включающей работу зарождения трещины (a_z) и работу распространения вязкой трещины (a_p):

$$KCU = a_z + a_p. \quad (30)$$

Склонность к хрупкому разрушению в первую очередь определяется работой распространения трещины. Чем больше a_z , тем меньше возможность внезапного хрупкого разрушения.

3.10.1. Порог хладноломкости

Как уже отмечалось ранее, железо, сталь и металлы, и сплавы в основном с ОЦК решеткой могут разрушаться хрупко или вязко в зависимости от температурного порога хладноломкости. Зная порог хладноломкости и рабочую температуру эксплуатации материала, можно оценить его **температурный запас вязкости**, под которым понимают интервал температур между порогом хладноломкости и рабочей температурой. Чем

больше температурный запас вязкости, тем меньше опасность хрупкого разрушения. При небольшом запасе вязкости в результате случайного снижения температуры, роста зерна, загрязнения металла вредными примесями и т. д. порог хладноломкости может повыситься, это приведет к хрупкому разрушению.

Порог хладноломкости определяют при испытании ударным изгибом надрезанных образцов для разных температур.

Затем строят кривую зависимости ударной вязкости от температуры испытания (серийная кривая) (рис. 43).

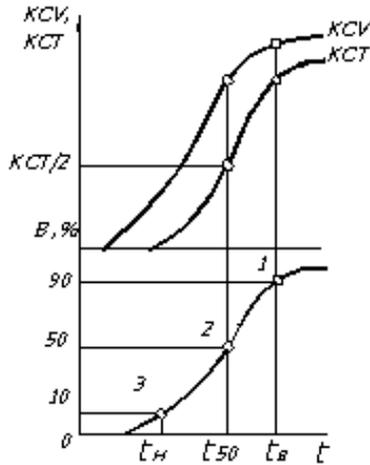


Рис. 43. Серийные кривые:

B - количество волокна в изломе; t_B - верхний порог хладноломкости;
 t_H - нижний порог хладноломкости (при более низкой температуре полностью хрупкое разрушение); t_{50} - условный порог хладноломкости (50 % волокна в изломе); 1 - вязкий излом; 2 - вмешанный взлом; 3 - хрупкий излом

Поскольку хрупкий и вязкий характер разрушения при ударном изгибе для стали можно четко различить по виду излома, порог хладноломкости нередко определяют по количеству волокна B , % - матовой - волокнистой составляющей в изломе.

Количество волокна в изломе определяется как отношение площади волокнистого (вязкого) излома к первоначальному расчетному сечению образца. Далее строится серийная кривая - процент волокна - температура испытания (рис. 43).

За **порог хладноломкости** принимается температура, при которой имеется 50 % волокна t_{50} (рис. 43), что примерно соответствует КСТ/2. Для ответственных деталей за критическую температуру хрупкости нередко принимают температуру, при которой в изломе имеется 90 % волокна (t_{90}), а ударная вязкость сохраняет высокое значение. Нередко определяют **верхний t_B порог хладноломкости**, который отвечает 90 % волокна и нижний t_H , отвечающий 10 % волокна. Порог хладноломкости (t_B, t_H, t_{50}, t_{90}) не является постоянной материала, а сильно зависит от его структуры, условия испытания, наличия концентраторов напряжений, размера образца и т. д. Чем выше прочность ($\sigma_B, \sigma_{0,2}$), тем выше порог хладноломкости.

В случае определения надежности машин хладноломкость не включается в расчеты на прочность, а дается лишь общая рекомендация не применять материал при температурах ниже порога хладноломкости. Нужно учитывать, что с понижением температуры снижается и величина K_{IC} .

1.11. Механические свойства при переменных (циклических) нагрузках

Длительное воздействие на металл повторно - переменных (циклических) напряжений может вызвать образование трещин и разрушение даже при напряжениях ниже $\sigma_{0,2}$.

Постепенное накопление повреждений в металле под действием циклических нагрузок, приводящих к образованию трещин и разрушению, называют **усталостью**, а свойство металлов сопротивляться усталости - **выносливостью**.

Усталостный излом (рис. 44-а) состоит из очага разрушения **1** - места зарождения разрушения, зоны стабильного развития трещины **2** и зоны долома **3** - участка развития трещины, связанного с окончательным разрушением. Очаг разрушения обычно расположен вблизи поверхности. Поверхность как наиболее нагруженная часть сечения (при изгибе, кручении) претерпевает микродеформацию, а затем в наклепанной зоне образуются подповерхностные трещины (рис. 44-б). Растет, однако, только та трещина, которая имеет достаточную длину и острую верши-

ну (рис. 44-б) - магистральная трещина. Продвигаясь в глубь металла, усталостная трещина образует глубокий и острый надрез

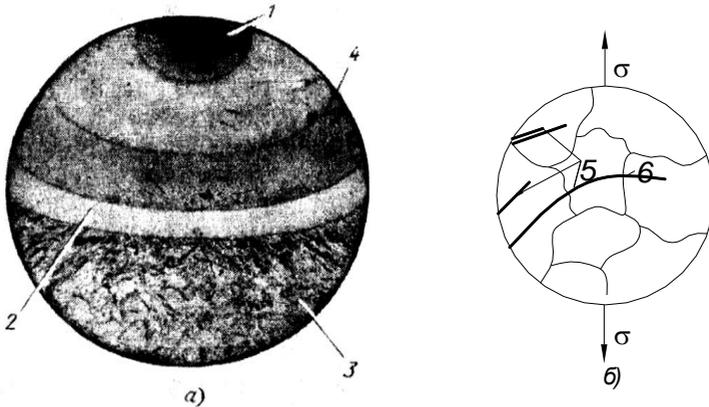


Рис. 44. Усталостный излом (а) и схема развития трещины усталости (б):

1 - очаг разрушения; 2 - зона стабильного развития трещины; 3 - зона долома; 4 - усталостные бороздки; 5 - начальная стадия образования трещины; 6 - магистральная трещина

В зоне усталости нередко можно видеть полосы, расходящиеся от очага разрушения (усталостные бороздки), отражающие последовательное положение растущей трещины (рис. 44-а). Скорость роста трещины невелика. Рост трещины продолжается до тех пор, пока сечение не окажется столь малым, что действующие в нем напряжения сравняются с разрушающим. Тогда происходит быстрое разрушение, что приводит к образованию **зоны долома** (рис. 44-а). Зона долома имеет структуру, характерную для хрупкого или вязкого (в зависимости от природы материала) разрушения при однократных нагрузках (статических или ударных).

Испытание на усталость (ГОСТ 25.507-85) проводят для определения предела выносливости, под которым понимают наибольшее значение максимального напряжения цикла, при действии которого не происходит усталостного разрушения об-

разца после произвольно большого или заданного числа циклов нагружения.

Цикл напряжения - это совокупность переменных значений напряжений за один период их изменения. За максимальное σ_{max} или минимальное σ_{min} напряжение цикла принимают наибольшее или наименьшее по алгебраической величине напряжение. Цикл характеризуется коэффициентом асимметрии: $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$. Если $R = -1$, то цикл называют **симметричным**, если σ_{min} и σ_{max} не равны по величине, то цикл **асимметричный**.

Предел выносливости обозначается σ_R (R - коэффициент асимметрии цикла), а при симметричном цикле σ_{-1} . Предел выносливости определяют на вращающемся образце (гладком или с надрезом) с приложением изгибающей нагрузки по симметричному циклу (рис. 45).

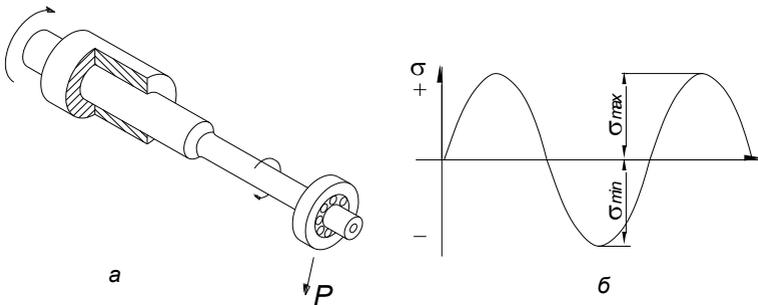


Рис. 45. Схема испытания на усталость (а) и циклических изменений напряжений (симметричный цикл $\sigma_{max} = -\sigma_{min}$) (б)

По результатам испытания отдельных образцов строят кривые усталости в полулогарифмических или логарифмических координатах (рис. 46), а иногда в координатах $\sigma_{max} - 1/N$.

С уменьшением σ_{max} долговечность возрастает. Горизонтальный участок на кривой усталости, (т.е. при σ_{max} , не вызывающих разрушения при бесконечном большом числе циклов N), соответствует пределу выносливости σ_R (рис. 46, кривая 1).

Многие металлы (обычно цветные и их сплавы) не имеют горизонтального участка на кривой усталости. В этом случае определяют ограниченный предел выносливости - наибольшее напряжение, которое выдерживает металл (сплав) в течение заданного числа циклов нагружения.

База испытания N должна быть не ниже $10 \cdot 10^6$ циклов для стали и $100 \cdot 10^6$ циклов для легких сплавов и других цветных металлов, не имеющих горизонтального участка на кривой усталости (рис. 46, кривая 2).

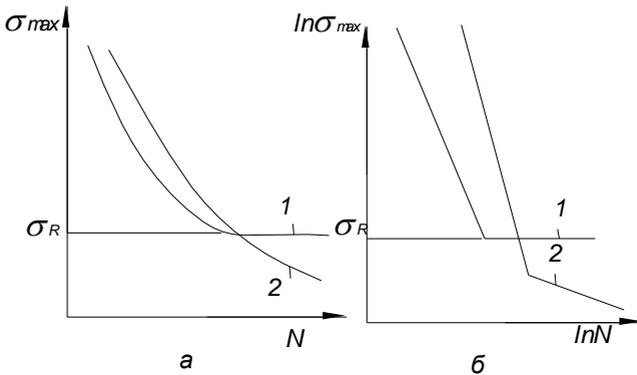


Рис. 46. Кривые усталости в координатах $\sigma_{max} - N$ (а) и $\ln \sigma_{max} - \ln N$ (б)

Если образование трещин или полное разрушение происходит при числе циклов до 5×10^4 , такая усталость называется *малоцикловой*, а при большом числе циклов - *многоцикловой*.

Малоцикловая усталость имеет большое значение для штампового инструмента, деталей самолета (шасси, фюзеляж), сосудов высокого давления, узлов космических кораблей и т. д.

Предел выносливости снижается при наличии концентраторов напряжения. Чувствительность к концентраторам напряжений при симметричном цикле нагружения определяется *эффективным коэффициентом концентрации напряжений* $K_\sigma = \sigma_1 / \sigma_{1к}$ - пределы выносливости образцов гладкого и с надрезом (с концентратором напряжения).

Чем больше размер образца (изделия), тем больше в нем различных дефектов (неметаллических включений, субмикро-

скопических трещин и т. д.) и запас упругой энергии, что облегчает образование и развитие усталостных трещин и снижает σ_R (масштабный фактор).

Коррозия на 60 - 80 % и более снижает предел выносливости σ_L .

Между пределом выносливости σ_L и временным сопротивлением σ_B существует определенная связь.

Для многих сталей отношение $\sigma_L/\sigma_B \approx 0,5$, для медных сплавов - 0,3 - 0,5 и для алюминиевых - 0,25 - 0,4. Поэтому, зная σ_B , можно ориентировочно определить σ_L . Однако, следует иметь в виду, что при высоком значении σ_B ($\sigma_{0,2}$) отношение σ_L/σ_B снижается. С повышением прочности (σ_B , $\sigma_{0,2}$) возрастает σ_L за счет увеличения сопротивления зарождению трещины усталости. Однако, с увеличением $\sigma_{0,2}$ снижается пластичность, что затрудняет релаксацию напряжений у вершины трещины и ускоряет ее развитие. С повышением прочности (понижением пластичности) возрастает чувствительность к концентраторам напряжений. Поэтому, высокопрочные стали могут иметь более низкий σ_L , чем менее прочные стали.

3.12. Живучесть

Важной характеристикой конструкционной прочности, характеризующей надежность материала, является живучесть при циклическом нагружении. Под **живучестью** понимают долговечность детали от момента зарождения первой макроскопической трещины усталости размером 0,5 - 1,0 мм до окончательного разрушения.

Количественно живучесть конструкции оценивается коэффициентом

$$\beta p = 1 - \tau_0/\tau_{раз} \quad (31)$$

где τ_0 и $\tau_{раз}$ - продолжительность эксплуатации конструкции до появления трещин и до разрушения соответственно.

Коэффициент живучести может колебаться от 0,1 до 0,9. Раннее зарождение трещин усталости объясняется дефектами металлургического и технологического характера, а также не-

удачной конструкцией изделия (наличие концентраторов напряжений и др.).

Живучесть имеет особое значение для надежной эксплуатации изделий, безаварийная работа которых поддерживается путем периодического дефектоскопирования различными физическими методами для выявления усталостных трещин. Чем меньше скорость развития трещины, тем легче ее обнаружить.

3.13. Изнашивание металлов

При трении сопряженных поверхностей имеет место *изнашивание* (износ), под которым понимают процесс отделения материала с поверхности твердого тела и (или) увеличения его остаточной деформации при трении, проявляющийся в постепенном изменении размеров и (или) формы тела (ГОСТ 27674-88).

Свойство материала оказывать сопротивление изнашиванию оцениваемое величиной, обратной скорости изнашивания, принято называть *износостойкостью*. В результате изнашивания изменяются размеры детали, увеличиваются зазоры между трущимися поверхностями, вызывающие биение и стук. Все это вызывает отказ машин и механизмов.

Изнашивание является сложным физико-химическим процессом и нередко сопровождается коррозией. Реальные поверхности имеют сложный рельеф, характеризующийся шероховатостью и волнистостью. При трении существует дискретное касание шероховатых тел и, как следствие этого, возникают отдельные фрикционные связи, определяющие процесс изнашивания. Износ может возникнуть вследствие фрикционной усталости, хрупкого и вязкого разрушения, микрорезания при начальном взаимодействии, разрушения (в том числе усталостного) оксидных пленок, глубинного вырывания металла и т. д.

При относительном перемещении контактирующих материалов возникает сила трения F , препятствующая взаимному перемещению. Сила трения равна

$$F = P \cdot f, \quad (32)$$

где P - нормальная составляющая внешней силы, действующей на контактную поверхность,

f - коэффициент трения.

Коэффициент трения (безразмерная величина) может быть определен из уравнения:

$$f = A (\mu \times v / P), \quad (33)$$

где A – коэффициент;

μ - динамическая вязкость;

v - относительная скорость перемещения.

Чем ниже значение f , тем меньше износ.

Обычно между трущимися поверхностями имеется тонкая пленка оксидов, которая изолирует поверхности соприкасающихся металлов.

Механизм изнашивания и величина износа зависят как от свойств материала пар трения, так и от характера их движения (трение скольжения, качения и т. д.), величины P , скорости перемещения V и физико-химического действия среды.

При постоянных условиях трения имеют место три стадии изнашивания (рис. 47):

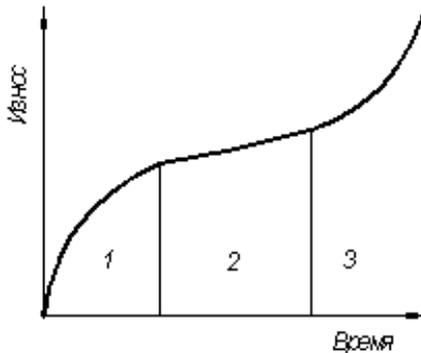


Рис. 47. Кривая износа

1 - период приработки, при котором происходит интенсивное изнашивание, изменяется микрогеометрия поверхности и материал наклепывается; эти процессы обеспечивают упругое контактное взаимодействие тел; после приработки устанавливается равновесная шероховатость поверхности,

- характерная для заданных условий трения, которая в дальнейшем не изменяется и непрерывно воспроизводится;
- 2 - период установившегося (нормального) износа, в течение которого интенсивность износа минимальная для заданных условий трения;
- 3 - период катастрофического износа.

Различают *трение без смазочного материала* и *трение со смазочным материалом*. Трение без смазочного материала наблюдается во фрикционных передачах, тормозных парах и т.д. Широко применяется *граничная смазка*, когда масляная пленка толщиной от сотых до десятых долей миллиметра адсорбируется на поверхности детали. Коэффициент трения для этого случая составляет от 0,01 до 0,03. *При жидкостной смазке* - трущиеся поверхности разделены находящимся под давлением слоем смазочного материала, который является несущим, так как уравнивает внешнюю нагрузку. В этом случае слой смазочного материала имеет значительную толщину, трение происходит внутри масляного слоя, что приводит к снижению коэффициента трения до 0,001.

При других видах изнашивания разрушение затрагивает поверхностные слои большей толщины.

3.13.1. Виды изнашивания

По ГОСТ 27674-88 различают следующие виды изнашивания: механическое, коррозионно-механическое и электроэрозионное (изнашивание при действии электрического тока).

К *механическому изнашиванию* относят абразивное, гидроабразивное, газоабразивное, эрозионное, кавитационное, усталостное, изнашивание при фреттинге и изнашивание при заедании.

Абразивное изнашивание материала происходит в результате режущего или царапающего действия твердых тел и (или) абразивных частиц. Эти частицы попадают между контактирующими поверхностями со смазочным материалом или из воздуха, а также могут появиться в результате развития других видов изнашивания (схватывания, выкрашивания, окисления).

Абразивное изнашивание может иметь место с преобладанием процессов окисления (окисление и последующее разрушение оксидных пленок) и с преобладанием механического разрушения (внедрения абразивных частиц) и разрушения поверхности. При окислительной форме абразивного изнашивания коэффициент трения составляет от 0,05 до 0,30 и толщина разрушающегося слоя - до 0,1 мм. Абразивное изнашивание является типичным для многих деталей горных, буровых, строительных, дорожных, сельскохозяйственных и других машин, работающих в технологических средах, содержащих абразивные частицы (грунт, горные породы и т.д.).

Изнашивание, происходящее в результате воздействия частиц, увлекаемых потоком жидкости, называют **гидроабразивным** изнашиванием. Оно имеет место, например, в мешалках, в колесах и корпусах насосов, в шнеках и т. д.

Если абразивные частицы увлекаются потоком газа (например, в дымоходах и воздуходувках), то вызываемое ими изнашивание называется **газоабразивным** изнашиванием.

Под **кавитационным** изнашиванием понимают изнашивание поверхности при относительном движении твердого тела в жидкости. В условиях кавитации работают гребные винты, гидротурбины, детали машин, подвергающиеся принудительному водяному охлаждению, а также трубопроводы.

Усталостное изнашивание (контактная усталость) происходит в результате накопления повреждений и разрушений поверхности под влиянием циклических контактных нагрузок, вызывающих появление «ямок» выкрашивания. Усталостное изнашивание проявляется при трении качения или резе качении с проскальзыванием, когда контакт деталей является соедоточенным.

Так, контактную усталость можно наблюдать в тяжело нагруженных зубчатых и червячных передачах, подшипниках качения, рельсах и колесах железнодорожного транспорта и т. д.

Изнашивание при фреттинг-коррозии происходит в болтовых и заклепочных соединениях, посадочных поверхностях подшипников качения, шестерен, муфт и других деталей, находящихся в подвижном контакте даже при весьма малых относительных перемещениях с амплитудой до 0,025 мкм. Причи-

ной такого изнашивания является непрерывное разрушение защитной оксидной пленки в точках подвижного контакта. Коэффициент трения – от 0,1 до 1,0.

Изнашивание при заедани, происходит при наличии задир, что приводит к катастрофическим видам износа. При этом происходит разрушение поверхности, и трущиеся детали выходят из строя. Различают схватывание **I**-го рода (холодный задир) и **II** –го рода (горячий задир). Холодный задир происходит при трении с небольшими скоростями относительного перемещения (до 0,5 - 0,6 м/с) и удельными нагрузками, превышающими σ_T , при отсутствии смазочного материала и защитной пленки оксидов. Горячий задир, наоборот, имеет место при трении скольжения с большими скоростями ($> 0,6$ м/с) и нагрузками, когда в зоне контакта температура резко повышается (до 500 - 1500 °С). При схватывании **I** рода коэффициент трения – от 0,5 до 4,0 и толщина разрушающегося слоя до 3 - 4 мм, а при схватывании **II** рода соответственно 0,10 - 1,0 и до 1,0 мм.

Электроэрозионное изнашивание происходит в результате воздействия разрядов при прохождении электрического тока.

К допустимым видам изнашивания относятся окислительное изнашивание и окислительная форма абразивного изнашивания. Недопустимые разрушения при трении: схватывание **I** и **II** рода, фреттинг-процесс, резание и царапание (механическая форма абразивного изнашивания), усталость при качении и другие виды повреждения (коррозия, кавитация, эрозия и др.).

За основу инженерной характеристики изнашивания принята интенсивность линейного изнашивания

$$J_h = dh / dL_T, \quad (34)$$

где h - линейный износ,

L_T - путь трения.

Интенсивность изнашивания J_h изменяется от 10^{-3} до 10^{-13} . В зависимости от величины интенсивности изнашивания введено 10 классов износостойкости: от 0 до 9.

По виду контактного взаимодействия поверхностей трения классы от 0 до 5 соответствуют упругому деформированию ($J_h = 10^{-13} - 10^{-17}$); классы 6 и 7- упругопластическому деформи-

рованию ($J_h = 10^{-7} - 10^{-5}$); классы 8 - 9 – микрорезанию ($J_h = 10^{-5} - 10^{-3}$). Так, интенсивность изнашивания гильз цилиндра, поршневых колец, шатунных и коренных шеек коленчатых валов составляет $10^{-11} - 10^{-12}$, режущего инструмента - $10^{-5} - 10^{-8}$, зубьев ковшей экскаваторов - $10^{-3} - 10^{-4}$.

Классы износостойкости позволяют применять расчетные методы определения срока службы трущейся пары.

3.14. Пути повышения прочности металлов

Увеличение прочности ($\sigma_B, \sigma_{0,2}$) и сопротивления усталости (σ_{-1}) металлов и сплавов при сохранении достаточно высоких пластичности (δ, ψ), вязкости (KCU, KCT) и трещиностойкости (K_{IC}) повышает надежность и долговечность машин (конструкций) и понижает расход металла на их изготовление вследствие уменьшения сечения деталей.

Увеличение прочности достигается созданием соответствующих сплавов и технологии обработки. При этом происходит изменение состава и природы фаз, образующих сплав, их количества и размера, характера распределения дислокаций и других дефектов кристаллического строения. Поэтому устанавливают связь между структурой и конструктивной прочностью металлов и сплавов.

Ниже рассмотрены различные механизмы упрочнения металлов и сплавов.

Принято различать *техническую* и *теоретическую прочность* металлов.

Техническую прочность определяют описанные выше свойства ($\sigma_{0,2}, \sigma_B, \sigma_{-1}, E$, и др.).

Под теоретической прочностью понимают сопротивление деформации и разрушению, которое должны были бы иметь материалы согласно физическим расчетам с учетом сил межатомного взаимодействия и предположения, что два ряда атомов одновременно смещаются относительно друг друга под действием напряжения сдвига.

Исходя из кристаллического строения и межатомных сил, можно ориентировочно определить теоретическую прочность

металла по следующей формуле:

$$\tau_{теор} = G/(2\pi), \quad (35)$$

где G - модуль сдвига (коэффициент пропорциональности между касательным напряжением τ и относительным сдвигом γ ($\tau = G\gamma$)).

Теоретическое значение прочности, рассчитываемое по указанной формуле, в 100 - 1000 раз больше технической прочности. Это связано с дефектами в кристаллическом строении, и, прежде всего? с существованием дислокаций. Прочность металлов не является линейной функцией плотности дислокаций (рис. 48).

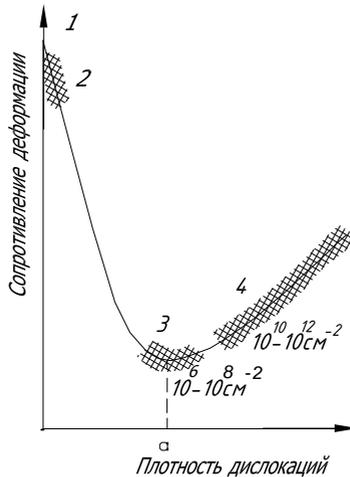


Рис. 48. Схема зависимости сопротивления деформации от плотности дислокаций и других дефектов кристаллического строения металлов:

1 - теоретическая прочность; 2 - 4 - техническая прочность (2 - «металлические усы»; 3 - чистые неупрочненные металлы; 4 - сплавы, упрочненные легированием, наклепом, термической или термомеханической обработкой)

Как видно из рис. 48, минимальная прочность определяется некоторой критической плотностью дислокации

α , приблизительно составляющей $10^6 - 10^8 \text{ м}^{-2}$. Эта величина относится к отожженным металлам.

Повышение прочности достигается:

- 1 - созданием металлов и сплавов с бездефектной структурой;
- 2 - повышением плотности дефектов, затрудняющих движение дислокации.

Если плотность дислокации (количество дефектов) меньше величины α (рис. 48), сопротивление деформации резко увеличивается и прочность быстро приближается к теоретической.

В настоящее время удалось получить кристаллы, практически не содержащие дислокации. Эти нитевидные кристаллы небольших размеров (длиной от 2 до 10 мм и толщиной от 0,5 до 2,0 мкм), называемые «металлическими усами», обладают прочностью, близкой к теоретической. Так, предел прочности нитевидных кристаллов железа составляет 13000 МПа, меди - 3000 МПа и цинка 2250 МПа, по сравнению с пределом прочности технического железа (300 МПа), меди (260 МПа) и цинка (180 МПа).

Увеличение размеров усов сопровождается резким снижением прочности, что ограничивает их использование. Они нашли применение для армирования волокнистых композиционных материалов, в микроэлектронике, для микроподвесок и микрорастяжек и т. д.

При возрастании количества дефектов свыше $10^6 - 10^8 \text{ м}^{-2}$ (рис. 48) происходит упрочнение металла вследствие взаимодействия дислокации и торможения их движения.

Связь между пределом текучести σ_T и плотностью дислокации ρ может быть описана уравнением

$$\sigma_T = \sigma_0 + \alpha Gb\sqrt{\rho} \quad (36)$$

где σ_0 - напряжение сдвига до упрочнения (после отжига);

b - вектор Бюргерса;

α - коэффициент, зависящий от природы металла, его кристаллической решетки и структуры.

Плотность дислокации не должна превышать 10^{12} - 10^{13} см^{-2} . При большей плотности дислокаций образуются трещины.

Сопротивление пластической деформации (σ_T) тем выше, чем меньше подвижность дислокаций, чем больше препятствий (барьеров) на их пути. Пластичность (δ , ψ) и вязкость (KCU), наоборот, тем выше, чем легче осуществляется движение дислокации. Следует иметь в виду, что помимо вязкого разрушения, являющегося результатом большого числа пластических сдвигов за счет движения дислокации по различным плоскостям скольжения, возможно хрупкое разрушение в результате зарождения и прогрессирующего развития трещины.

На рис. 49 показано влияние структурного упрочнения (создание структурных барьеров для движения дислокации) на предел текучести σ_T , трещиностойкость K_{1C} и работу распространения трещины KCT .

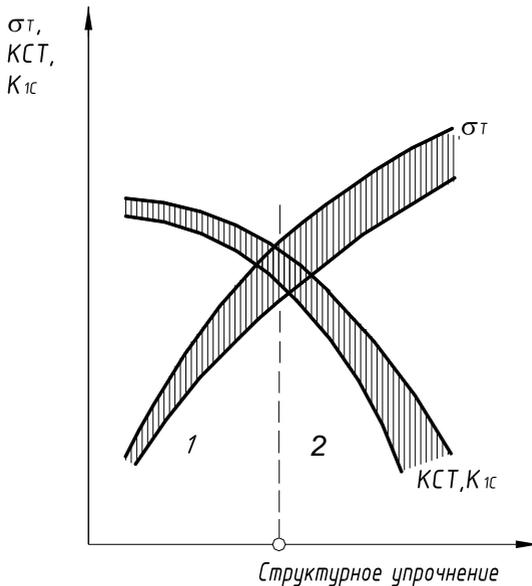


Рис. 49. Схема влияния структурного упрочнения на предел текучести σ_T , вязкость разрушения K_{1C} и работу распространения трещины при испытании на удар KCT : (1 - вязкое разрушение; 2 - хрупкое разрушение)

С увеличением барьеров для движения дислокации предел текучести возрастает, а трещиностойкость K_{IC} и работа пространства трещины KCT уменьшаются. В области 1 (рис. 49) надежность против внезапных хрупких разрушений высокая, так как случайные перегрузки будут сниматься пластической деформацией в устье трещины в связи с низким пределом текучести σ_T и высоким значением вязкости разрушения K_{IC} . Область 2 (рис. 49) соответствует высокому значению σ_T и низкому значению K_{IC} . Металл может разрушаться хрупко при малых нагрузках. Поэтому во многих случаях следует применять материал с меньшим σ_T , что несколько увеличит массу конструкций, но значительно повысит сопротивление хрупкому разрушению.

Для получения высокого комплекса механических свойств (высокой конструктивной прочности) и исключения возможности хрупкого разрушения нужно, чтобы барьеры, тормозящие движение дислокаций, позволяли при определенном напряжении прорываться через них дислокациям («полупроницаемые» барьеры).

Рассмотрим с этих позиций основные механизмы упрочнения: деформационное, твердорастворное, образование гетерогенных структур (дисперсионное упрочнение), различного рода границ и оценим их роль в охрупчивании металлов.

Деформационное упрочнение (наклеп) рассмотрено выше. Беспорядочно расположенные дислокации («лес дислокаций») в деформированном металле вызывают сильное повышение прочности ($\sigma_T = 10^{-3} - 10^{-2} G$ при $\rho = 10^{11} - 10^{12} \text{ м}^{-2}$), но одновременно резко снижается сопротивление хрупкому разрушению. Следовательно, деформационное упрочнение не обеспечивает высокой конструктивной прочности. Оно нашло применение для упрочнения сплавов твердых растворов.

При образовании твердых растворов σ_B , σ_T и твердость (HV) повышаются (**твердорастворное упрочнение**). В неупорядоченном твердом растворе возникающие вокруг атомов растворенного элемента поля упругих напряжений затрудняют скольжение дислокаций. Степень торможения дислокаций в твердом растворе определяется фактором размерного несоответствия атомов растворителя и растворенного элемента, а также

разностью модулей упругости и возрастает пропорционально концентрации (рис. 50).

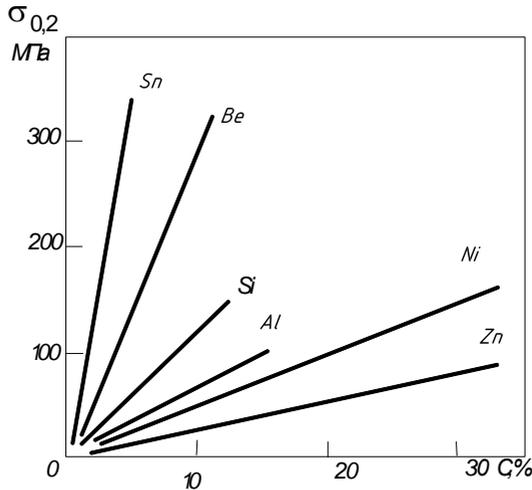


Рис.50. Влияние атомной концентрации C растворенных в меди элементов на условный предел текучести $\sigma_{0,2}$

В первом приближении упрочнение при образовании твердого раствора может быть определено по формуле, полученной Моттом и Набарро:

$$\sigma_T = G\varepsilon^2 C \quad (37)$$

где G - модуль сдвига, МПа;

ε - параметр, зависящий от различия размеров атомов растворенного компонента r и растворителя r_0 ($\varepsilon = (r - r_0)$);

C - атомная концентрация растворенного компонента.

Величина K_{IC} при образовании твердых растворов снижается. В случае твердого раствора внедрения прочность во много раз больше, чем при образовании твердого раствора замещения при той же концентрации. Очень затрудняют движение дислокации, а, следовательно, повышают прочность атмосферы Коттрелла, даже при малом содержании второго компонента внедрения. Примеси внедрения сильно понижают трещиностойкость K_{IC} , работу распространения трещины KCT и повышают порог хладноломкости.

Очистка хладноломких металлов (*Fe, Cr, Mo, W* и др.) от примесей внедрения (*O, N, H*) повышает работу распространения трещины, вязкость разрушения K_{IC} и понижает порог хладноломкости.

Основная причина охрупчивания металла в присутствии примесей внедрения - малая подвижность дислокаций. Это вызвано, с одной стороны, повышенным сопротивлением решетки раствора внедрения скольжению дислокаций и, с другой стороны, закреплением дислокации атмосферами из атомов внедрения. Из-за низкой подвижности дислокации, а, следовательно, отсутствия микропластической деформации не происходит релаксации (ослабления) напряжений у вершины хрупкой трещины, чем и объясняется низкое сопротивление распространению трещин.

Упрочнение при образовании твердого раствора достигает $\sigma_T \approx 10^3 G$. При повышении температуры выше (0,5 - 0,6) $T_{пл}$ упрочнение за счет образования твердого раствора сильно уменьшается.

При ограниченном легировании, твердые растворы замещения обладают достаточной пластичностью и вязкостью и служат основной матрицей для многих конструкционных и инструментальных сплавов. Механические свойства сплавов твердых растворов в сильной степени зависят от величины зерна, полигонизованной структуры (субструктуры) и других структурных изменений.

Эффективным барьером для движения дислокации в металлах является межзеренная граница - **зернограничное упрочнение**. Это объясняется тем, что дислокация не может перейти границу зерна, так как в новом зерне плоскости скольжения не совпадают с плоскостью движения этой дислокации. Дальнейшая деформация продолжается в результате возникновения новой дислокации в соседнем зерне, поэтому, чем мельче зерно (больше протяженность границ), тем выше прочность металла (рис. 51-а).

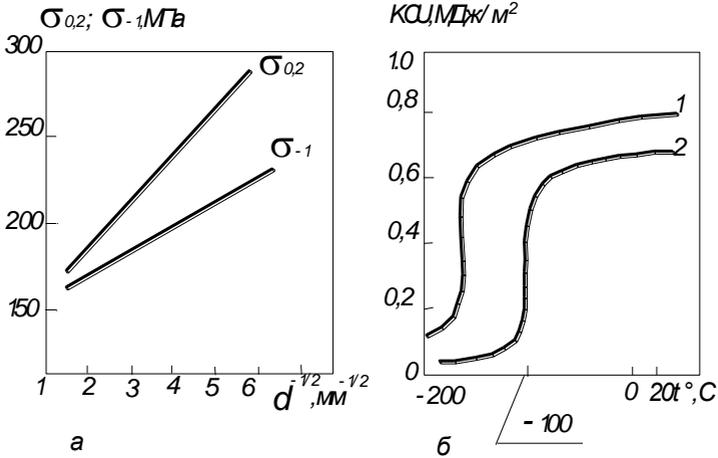


Рис. 51. Влияние величины зерна d на условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел выносливости σ_{-1} (а) и ударную вязкость (порог хладноломкости) (б) низкоуглеродистой стали:
 1 - мелкое зерно (0,04 мм); 2 - крупное зерно (0,09 мм)

Зависимость предела текучести от размера зерна описывается отношением Холла-Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (38)$$

где σ_0 и k - постоянные для данного металла;
 d - диаметр зерна.

Эта зависимость справедлива и для субзерен. При очень мелком зерне предел текучести может достигнуть $\sigma_T = 10^3 G$.

Повышение прочности при измельчении зерна не сопровождается охрупчиванием. Границы зерен и субзерен являются полупроницаемыми барьерами для движущихся дислокаций.

Чем мельче зерно, тем труднее развивается хрупкая трещина, поскольку границы зерен затрудняют переход трещины сколом из одного зерна в другое вследствие изменения ее направления движения. В то же время, зародышевые трещины при мелком зерне меньше.

Измельчение зерна понижает порог хладноломкости (t_{50}). На рис. 51-б показано влияние величины зерна стали на темпе-

ратурный порог хладноломкости. Чем крупнее зерно, тем выше порог хладноломкости. Для устранения межкристаллитного хрупкого разрушения и понижения t_{50} надо уменьшать скопление примесей в приграничных объемах и образование на границах зерен хрупких фаз (чаще химических соединений), особенно в виде сплошной сетки. Чем мельче зерно, тем выше предел выносливости (рис.51-а), который может быть определен по формуле

$$\sigma_R = \sigma_{R0} + K_R d^{-1/2}, \quad (39)$$

где σ_{R0} и K_R - постоянные, зависящие от материала.

Измельчение зерна модифицированием, термической обработкой, легированием и т. д. является одним из перспективных методов упрочнения металлов и сплавов.

Создание в зерне препятствий для движения дислокации в виде хорошо развитой субструктуры приводит к дополнительному упрочнению.

Образование дислокационной структуры по механизму полигонизации (ячеистой структуры) повышает σ_T , мало изменяя K_{IC} , и понижает порог хладноломкости (t_{50}).

Выделение внутри зерен твердого раствора высокодисперсных равномерно распределенных частиц упрочняющих фаз, например, в процессе закалки и старения, сильно повышает σ_T (*дисперсионное упрочнение*). Упрочнение при старении объясняется торможением дислокации зонами Гинье-Престона (*ГП*) или частицами выделений.

При образовании зон *ГП* дислокации проходят через них (перерезают), что требует повышенных напряжений (рис. 52-а). Зоны *ГП* имеют модуль сдвига больше, чем у исходного твердого раствора. Чем прочнее зоны *ГП* и больше их модуль упругости, тем труднее они перерезаются дислокациями. Вокруг зон *ГП* создается зона значительных упругих напряжений, которая также тормозит движение дислокации, а, следовательно, способствует упрочнению при старении.

В случае когерентных частиц избыточной фазы дислокации под действием приложенных напряжений либо перерезают, либо огибают эти частицы, что зависит от их размера, прочно-

сти и расстояния между ними. В случае некогерентных частиц возможно только огибание их дислокациями.

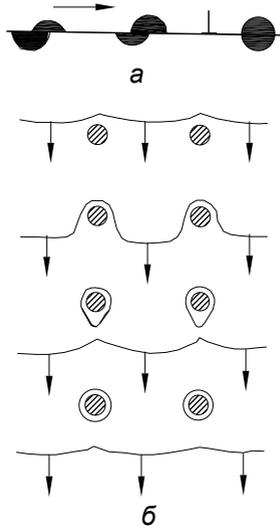


Рис. 52. Модель движения дислокации в дисперсионно-твердеющих сплавах:

а - перерезание дисперсной частицы дислокацией; б - выгибание и продвижение дислокации между частицами второй фазы с образованием петель

На (рис. 52-б) показано сначала выгибание, а затем (при больших напряжениях) и огибание частиц дислокациями. При возрастании напряжений дислокации образуют замкнутые дислокационные петли вокруг частиц (рис. 52-б). Оставив вокруг частиц петли, дислокации продолжают скользить в прежнем направлении (эти петли или кольца, естественно, препятствуют движению новых дислокаций). Предел текучести при дисперсном упрочнении зависит от размера частиц d и их объемной доли f .

Уравнение прочности в этом случае имеет вид:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \alpha \sqrt{f/d} \quad (40)$$

где σ_0 - напряжение сдвига в матрице;

α - коэффициент, включающий вектор Бюргерса и модуль сдвига G матрицы.

Наибольшее упрочнение наблюдается, когда вторая фаза дисперсна, равномерно распределена по объему и расстояние между частицами невелико.

Упрочнение при огибании частиц (при одинаковой объемной доле выделений второй фазы) всегда менее эффективно, чем упрочнение при перерезании. Однако вязкость разрушения K_{IC} и пластичность при огибании частиц выше.

Максимальной прочности после дисперсионного старения соответствует минимальное значение K_{IC} .

Коагуляция избыточной фазы, снижая прочность (σ_B , σ_T), повышает K_{IC} . Упрочнение дисперсными частицами достигает $10^2 G$, но при нагреве до температуры (0,6 - 0,75) $T_{пл}$ снижается за счет их растворения.

Дисперсными частицами часто являются химические соединения. Чем сложнее кристаллическая решетка фазы упрочнителя и чем больше отличается ее состав от основного твердого раствора, тем сильнее упрочнение.

Химические соединения, особенно карбиды и нитриды, имеют высокую твердость, но хрупки. Например, твердость карбида вольфрама WC составляет HV17900, карбида титана TiC - HV28500, нитрида титана TiN - HV32300 МПа.

Таким образом, для получения сплавов с высокой конструктивной прочностью нужно, чтобы основной твердый раствор (матрица) имела мелкозернистое строение с развитой внутренней субструктурой, в которой равномерно распределены высокодисперсные частицы упрочняющей фазы.

Такая структура сплава обеспечивает получение полупроцеваемых барьеров для движущихся дислокаций и сочетание высокой прочности (σ_B , σ_T), пластичности (δ , ψ), вязкости разрушения (K_{IC}), вязкости (KCU , KCV , KCT) и низкой температуры вязкохрупкого перехода (порог хладноломкости t_{50}).

Рассмотренные механизмы упрочнения положены в основу современных технологических процессов повышения конструктивной прочности металлов и сплавов.

Контрольные вопросы к главе 3

1. В чем различие между упругой и пластической деформациями?
2. Как изменяется строение металла в процессе пластического деформирования?
3. Как изменяется плотность дислокаций при пластической деформации?
4. Как влияют дислокации на прочность металла?
5. Почему наблюдается огромное различие теоретической и практической прочности?
6. Как влияет изменение строения на свойства деформированного металла?
7. В чем сущность наклепа и какое он имеет практическое использование?
8. Какие характеристики механических свойств определяются при испытании на растяжение?
9. Что такое твердость?
10. Какие методы определения твердости вы знаете?
11. Что такое ударная вязкость?
12. Что такое порог хладноломкости?
13. Что такое конструкционная прочность?
14. От чего зависит и как определяется конструктивная прочность?

ЖЕЛЕЗО И ЕГО СПЛАВЫ

4.1. Диаграмма состояния железоуглеродистых сплавов

Важнейшими материалами в современном машиностроении являются железоуглеродистые сплавы: техническое железо, стали и чугуны. Основой для изучения процессов формирования их структуры является диаграмма состояния системы «железо – углерод» ($Fe - C$)

Структура сплава определяет его свойства. Важно знать, какие фазы и структуры формируются в сплавах в зависимости от их состава и температуры. Необходимо уметь управлять процессом структурообразования для обеспечения эксплуатационных свойств сплавов.

Компонентами железоуглеродистых сплавов являются железо и углерод, который может находиться в сплавах в химически связанном состоянии в виде цементита - Fe_3C (Ц) или в свободном состоянии - в виде графита (Г). В зависимости от этого структурообразование железоуглеродистых сплавов при их охлаждении из жидкого состояния рассматривается по диаграмме метастабильного равновесия $Fe - Fe_3C$ или по диаграмме стабильного равновесия $Fe - C$.

Железо плавится при 1539 °С, обладает температурным полиморфизмом, его плотность составляет $7,86 \times 10^3$ кг/м³.

При кристаллизации (1539 °С) образуется $\delta\text{-Fe}$, кристаллическая решетка которого описывается объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой с параметром $a = 0,293$ нм (при 1425 °С). Железо δ существует в интервале температур 1539 - 1399 °С. При 1399 °С происходит полиморфное превращение: $\delta\text{-Fe}$ (ОЦК) переходит в $\gamma\text{-Fe}$ с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой, характеризующееся меньшей свободной энергией. Параметр решетки $\gamma\text{-Fe}$ $a = 0,365$ нм (при 950 °С); плотность - $(8,0 - 8,1) \times 10^3$ кг/м³.

Оно устойчиво в температурном интервале температур 1399 - 911 °С. При температуре 911 °С происходит полиморфное

превращение: $\gamma\text{-Fe}$ переходит в $\alpha\text{-Fe}$, имеющее ОЦК решетку с параметром $a = 0,286$ нм (при 20 °С), устойчивое ниже 911 °С вплоть до температуры близкой к абсолютному нулю.

Железо α в зависимости от температуры может находиться в различных магнитных состояниях. При температуре выше 768 °С (768 - 911 °С) $\alpha\text{-Fe}$, так же как и $\gamma\text{-Fe}$, - парамагнетик, ниже 768 °С - ферромагнетик. Температура 768 °С (точка Кюри) является температурой перехода $\alpha\text{-Fe}$ из парамагнитного состояния в ферромагнитное при охлаждении железа и, наоборот, - при его нагреве. Железо α с парамагнитными свойствами иногда называют $\beta\text{-Fe}$.

Таким образом, при температуре 1399 °С в равновесии находятся $\delta\text{-Fe}$ и $\gamma\text{-Fe}$ ($\delta\text{-Fe} \leftrightarrow \gamma\text{-Fe}$); температура равновесия $\gamma\text{-Fe}$ и $\alpha\text{-Fe}$ - 911 °С ($\gamma\text{-Fe} \leftrightarrow \alpha\text{-Fe}$).

Температуры равновесного состояния двух или нескольких фаз называются критическими. Их обозначают буквой A с соответствующим индексом (порядковый номер температуры возрастает с ее увеличением). Для железа: 768 °С – это A_2 , 911 °С - A_3 , 1399 °С - A_4 .

Железо с содержанием примесей от 0,01 до 0,1% имеет следующие свойства: твердость по Бринелю $HВ = 700 - 800$ МПа; предел прочности на растяжение $\sigma_b = 200 - 250$ МПа; относительное удлинение $\delta = 50 - 55$ %, ударная вязкость $KCU = 220 - 250$ кДж/м².

Цементит содержит 6,67 % углерода, кристаллическая структура его описывается ромбической элементарной ячейкой, образованной атомами углерода (рис. 53). Вокруг каждого атома углерода располагаются на расстоянии 0,18 - 0,20 нм по шесть атомов железа таким образом, что на одну ячейку приходится 4 атома углерода и 12 атомов железа.

Поэтому ячейка состоит из четырех формульных единиц Fe_3C . На рис. 53 для удобства чтения решетки показано расположение атомов железа только вокруг пяти атомов углерода. Связь между атомами в цементите сложная: металлическая ($Fe - Fe$), дополненная ковалентной ($Fe - C$). Цементит тверд ($HВ \sim 8000$ МПа) и хрупок ($\delta \sim 0$), прочность его на растяжение очень мала ($\sigma_b \sim 40$ МПа). Температура плавления равна 1450 °С.

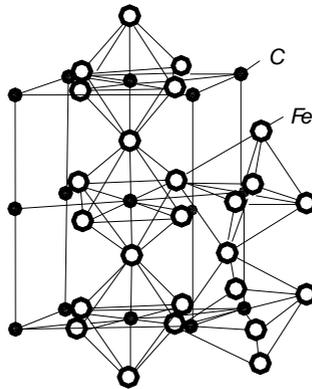


Рис. 53. Элементарная ячейка кристаллической структуры цементита

Цементит - фаза метастабильная (временно устойчивая), слабо ферромагнитная, точка Кюри - 210°C . Устойчивость цементита уменьшается с повышением температуры: при низких температурах он существует бесконечно долго, при температурах, превышающих 950°C , в течение несколько часов он растворяется в железе и избыточный углерод выделяется в виде графита. На этом явлении основан отжиг белого чугуна на ковкий.

Графит - одна из двух (алмаз, графит) кристаллических модификаций углерода. Структура графита слоистая (рис. 54). В слоях атомы углерода расположены по вершинам правильных шестиугольников. Каждый атом кристаллической структуры цементита окружен тремя соседними, находящимися на расстоянии, равном $0,141\text{нм}$. Слои через один сдвинуты на $0,141\text{нм}$ (четные относительно нечетных). Расстояние между ними - $0,335\text{нм}$. Связь между атомами в слоях прочная, ковалентного типа, между слоями - слабая молекулярная. При коллективизации валентных электронов в слое графита он приобретает частично физические свойства металлов: высокие тепло- и электропроводность, металлический блеск и непрозрачность. Графит имеет очень низкую прочность.

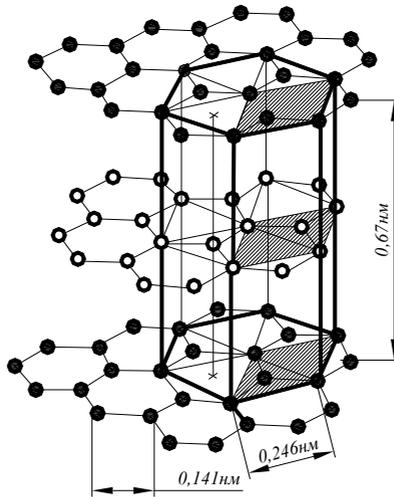


Рис. 54. Кристаллическая структура графита:

- – ионы углерода гексагональных нечетных слоев; ° – ионы углерода четных слоев (толстыми линиями показана полная ячейка, элементарная ячейка заштрихована)

Под действием сравнительно небольших внешних усилий он легко расслаивается. Температура плавления графита - 3850 °С.

Своеобразное строение графита придает ему целый ряд ценных свойств: жаропрочность, высокие тепло- и электропроводность, малый коэффициент трения, склонность к расслаиванию и др. Этими свойствами объясняется применение графита при изготовлении сопел ракетных двигателей, электротехнических и антифрикционных изделий, смазочных веществ, красок.

В железоуглеродистых сплавах графит, в отличие от цементита, является стабильной фазой. Сплавляя железо с углеродом и, варьируя содержание этих элементов, получают сплавы с различными структурой и свойствами.

В случае, когда высокоуглеродистой фазой является цементит, фазовое состояние сплавов описывается *диаграммой метастабильного равновесия системы Fe - Fe₃C* (рис. 55). Если же в силу определенных условий вместо цементита кри-

сталлизуется графит, рассматривается *диаграмма стабильного равновесия системы Fe - C*. Нередко структурообразование сплавов изучается по обеим диаграммам, вычерчиваемым в одной координатной системе (рис. 56): *Fe - C* - пунктирными линиями, *Fe - Fe₃C* - сплошными.

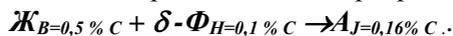
При повышенных скоростях охлаждения сплавов в результате ускоренного процесса кристаллизации обычно образуется цементит. Образование графита наблюдается только в высокоуглеродистых сплавах в случае их медленного охлаждения или при определенных изотермических выдержках. В сплавах с пониженным содержанием углерода образование графита маловероятно.

На диаграмме метастабильного равновесия крайние ординаты соответствуют чистым компонентам: *ANGQ* - железу, *DFKL* - цементиту. Ординаты между ними - двойным сплавам. Для железа точка *A* на линии *ANGQ* соответствует температуре плавления (1539 °C).

В системе *Fe - Fe₃C* возможны жидкая (*Ж*) фаза, представляющая собой жидкий раствор железа и углерода, и четыре твердые - *δ-феррит*, *γ-аустенит*, *α-феррит* и *Fe₃C*. *Феррит* (*Φ*, *δ* - или *α* - раствор) – это твердый раствор внедрения углерода в *δ-Fe* или *α-Fe* с ОЦК решеткой. *Аустенит* (*A*, *γ* - раствор) – это твердый раствор внедрения углерода в *γ-Fe* с ГЦК решеткой. Ликвидус - *ABCD*; солидус - *AHNJECF*.

Затвердевание сплавов, содержащих до 0,5 % C, начинается с образования *δ-феррита* по реакции $Ж_{AB} \rightarrow \delta - \Phi_{AH}$ (рис. 55). Характер дальнейшей кристаллизации сплавов зависит от содержания в них углерода. Сплавы, содержащие до 0,1 % C, полностью затвердевают в интервале температур, соответствующих линиям *AB* и *АН* с образованием однофазной структуры *δ-феррита*. Этой структуре соответствует область диаграммы, лежащая левее линии *AHN*.

Сплавы с содержанием от 0,1 до 0,5 % углерода кристаллизуются несколько сложнее (рис. 55-а, сплав 1). После выделения из жидкости определенного количества *δ-феррита* при 1499 °C они испытывают перитектическое превращение:



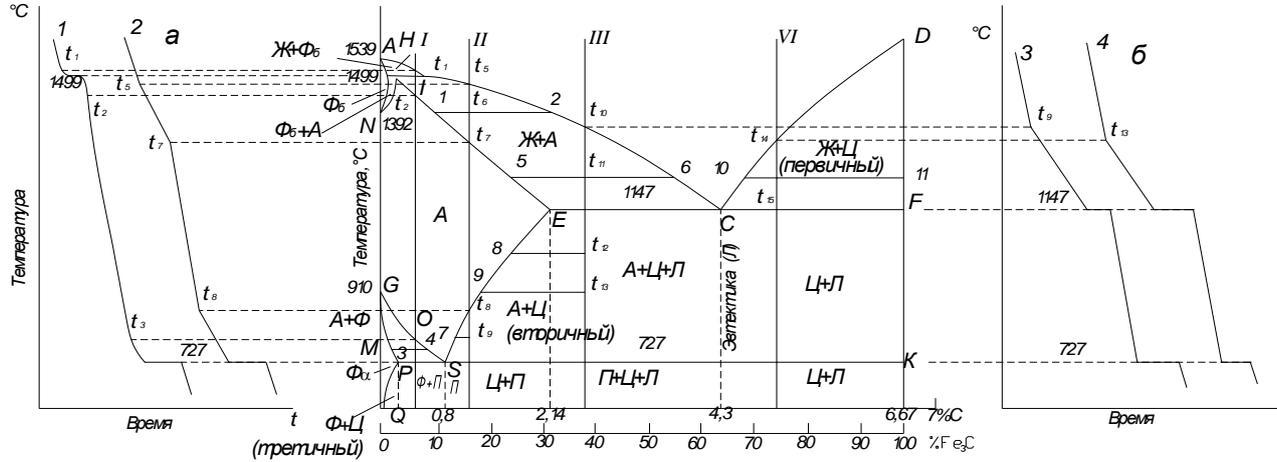


Рис. 55. Диаграмма состояния сплавов системы $Fe - Fe_3C$ (метастабильное равновесие) и кривые охлаждения сталей (а) и чугунов (б)

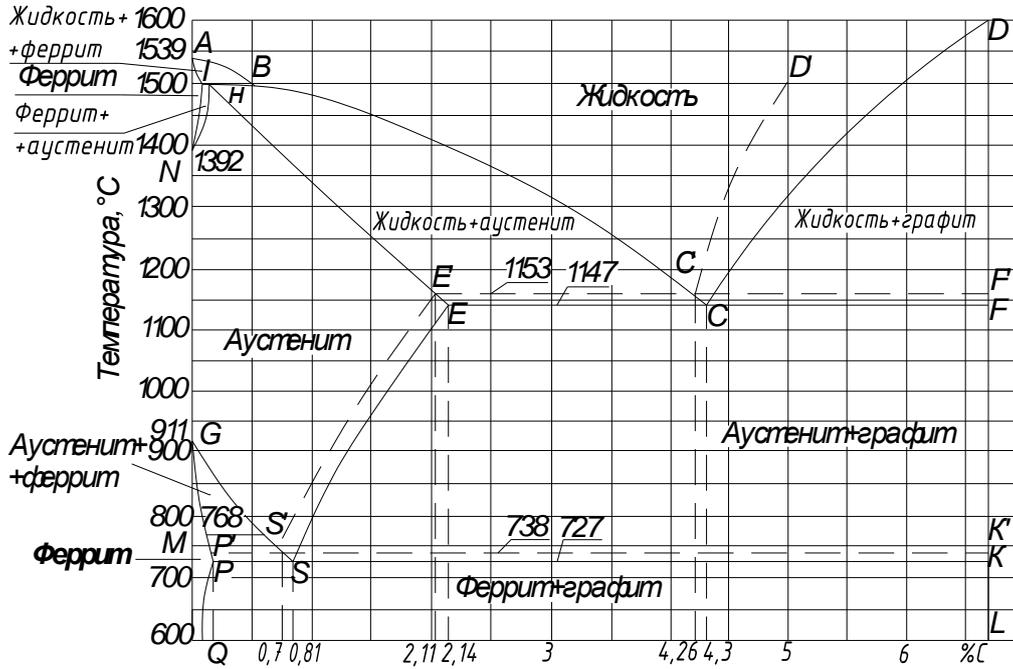
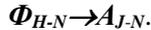


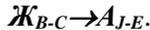
Рис. 56. Диаграмма состояния системы $Fe - C$:
пунктир - стабильное равновесие; сплошная линия - метастабильное равновесие

В перитектическом сплаве, содержащем 0,16 % С (*J*), обе исходные фазы (*Ж* + δ - Φ), взаимодействуя между собой при перитектическом превращении, без остатка расходуются на образование γ -твердого раствора. После этого сплав приобретает однофазную структуру - аустенит.

В доперитектических сплавах, содержащих от 0,1 (*H*) до 0,16 % С (*J*), после рассматриваемой реакции остается в избытке определенная доля δ - феррита, который при дальнейшем охлаждении сплавов (в результате перестройки решетки ОЦК в ГЦК) в интервале температур, соответствующих линиям *HN* и *JN*, превращается в аустенит



Заперитектические сплавы (рис. 55-а, сплав 1) окончательно затвердевают в интервале температур ликвидус (*BC*) - солидус (*JE*), при которых избыточная жидкость, оставшаяся от перитектического превращения, кристаллизуется в аустенит

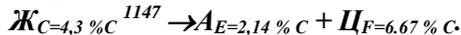


Этой реакцией описывается также процесс затвердевания сплавов с содержанием углерода от 0,5 до 2,14 %.

Таким образом, все сплавы, содержащие менее 2,14 % С, после первичной кристаллизации приобретают однофазную структуру - аустенит, сохраняющуюся при охлаждении до температур, соответствующих линии *GSE*.

При дальнейшем охлаждении происходит перекристаллизация аустенита, в результате чего формируется окончательная структура сплавов.

В группе сплавов, содержащих от 2,14 (*E*) до 6,67 % С (*F*), имеется эвтектический сплав с 4,43 % С (*C*), который при температуре 1147 °С (изотерма *ECF*), будучи предельно насыщенным одновременно углеродом и железом, кристаллизуется по эвтектической реакции:



Образующаяся эвтектическая смесь двух фаз (*A+Ц*) называется *ледебуритом* (при данном фазовом составе - *ледебурит аустенитный*).

Сплавы доэвтектические с содержанием углерода от 2,14 до 4,3 % (*E...C*) (рис. 55-б, сплав 3) и заэвтектические с содер-

жанием углерода от 4,3 до 6,67 % ($C...F$) (рис. 55-б, сплав 4) кристаллизуются в два этапа. На первом в интервале температур ликвидус (BCD) - солидус (ECF) из жидкой фазы выделяются первичные кристаллы: в доэвтектических - A , в заэвтектических - $Ц$. На втором этапе оставшаяся жидкость затвердевает с образованием эвтектики. В результате после первичной кристаллизации доэвтектические сплавы имеют структуру $A + Л$ ($A + Ц$), заэвтектические - $Ц_I + Л$.

Структурные превращения в сплавах, находящихся в твердом состоянии, вызваны следующими причинами: изменением растворимости углерода в железе в зависимости от температуры сплава, полиморфизмом железа и влиянием содержания растворенного углерода на температуру полиморфных превращений.

Линия AHN (см. рис. 55) показывает пределы растворимости углерода в $\delta-Fe$, линия GPQ - в $\alpha-Fe$: 0,02 % C при температуре 727 °C (P), 0,01 % C при 600 °C, 0,008 % C при 20 °C. Феррит левее линии GPQ является ненасыщенным твердым раствором, на линии GPQ - он предельно насыщен. При охлаждении сплавов, расположенных на диаграмме правее PQ , ниже 727 °C из феррита, вследствие его пересыщения, выделяется углерод, что приводит к формированию **цементита третичного** ($Ц_{III}$) в виде сетки по границам зерен феррита. Если же в структуре сплавов (0,02 - 6,67 %C) уже есть цементит, то $Ц_{III}$ наслаивается на него и металлографическим методом не обнаруживается.

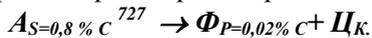
Линия ES показывает пределы насыщения аустенита углеродом в зависимости от температуры сплава. Растворимость углерода максимальная при температуре 1147 °C (E) - 2,14 %. С понижением температуры она уменьшается до 0,8 % при 727 °C (S). В результате аустенит в сплавах правее линии ES оказывается пересыщенным твердым раствором и из него выделяется углерод, который идет на образование **цементита вторичного** ($Ц_{II}$). В сталях вторичный цементит $Ц_{II}$ формируется обычно в виде сетки по границам зерен аустенита, в чугунах чаще всего нарастает на цементите ледебурита.

Углерод, растворяясь в ОЦК решетках железа δ и α , искажает их и тем самым снижает температурную устойчивость этих структур. Поэтому, чем больше углерода растворено в δ -*Fe*, тем при более высоких температурах решетка δ перестраивается в γ -решетку; чем больше углерода в сплаве, тем при более низких температурах аустенит превращается в α -*феррит*. Таким образом, растворение углерода в железе способствует повышению температуры A_4 (линия *JN*) и снижению температуры A_3 , (линия *GS*), расширению температурной области существования аустенита и сужению области феррита.

В охлаждающихся сплавах, содержащих менее 0,8 % С, превращение аустенита в феррит начинается не при 910 °С, как в безуглеродистом железе, а при температурах, соответствующих линии *GS*. Это превращение из-за различной растворимости углерода в феррите (*PQ*) и аустените (*ES*) сопровождается диффузионным перераспределением углерода между ними. Поэтому перестройка решеток протекает в интервале температур *GS* - *GP*. Область *GSP* является областью двухфазной структуры, в ней феррит находится в равновесии с аустенитом.

В охлаждающихся сплавах, расположенных между точками *P* и *S* (рис. 55-а, сплав 1), по мере образования феррита в указанном интервале температур аустенит обогащается углеродом (*GS*). При 727 °С содержание углерода в аустените на заключительном этапе достигает 0,8 % (*S*), решетка γ -*Fe* (ГЦК) теряет устойчивость и перестраивается в решетку α -*Fe* (ОЦК), в котором при 727 °С растворяется только 0,02 % С (*P*).

Полиморфное превращение *ГЦК*→*ОЦК* сопровождается выделением углерода из раствора и образованием цементита:



Это трехфазное превращение, обусловленное полиморфизмом железа и протекающее при 727 °С, называется *эвтектоидным*. В отличие от трехфазного эвтектического превращения при эвтектоидной исходной фазой является не жидкий, а твердый раствор (в данном случае аустенит). Выделяющаяся из твердого раствора смесь фаз, число которых равно числу компонентов системы, называется *эвтектоидом*. Структурная составляющая железоуглеродистых сплавов, образующаяся в ре-

зультате распада аустенита и состоящая из чередующихся пластинок двух фаз - феррита и цементита, называется **перлитом** (**П**). Температура образования перлита соответствует критической температуре A_1 .

На диаграмме метастабильного равновесия (рис. 55) точке A_1 соответствует линия **PSK** (727 °С). Эвтектоидное превращение протекает во всех сплавах, содержащих более 0,02 % углерода (**P**), т. е. в сталях и чугунах. Поэтому в чугунах ледебурит аустенитный при эвтектоидной температуре 727 °С видоизменяется, становясь **ледебуритом перлитным**, $L (A + Ц) \rightarrow L (П+Ц)$.

Строение окончательно сформировавшейся структуры железоуглеродистых сплавов зависит от содержания в них углерода. Сплавы, в которых углерода менее 0,02 %, имеют структуру $\Phi + Ц_{III}$ и называются **техническим железом**.

Сплавы с содержанием углерода от 0,02 до 2,14 %, в структуре которых непременно присутствует перлит, являются **сталями**. Стали делятся на **дозвтектоидные** ($C = 0,02...0,8$ %, структура – $\Phi + П$); **эвтектоидную** ($C = 0,8$ %, структура - перлит); **зэвтектоидные** ($C = 0,8...2,14$ %, структура - $П + Ц_{III}$) (рис. 57, 58, 59).

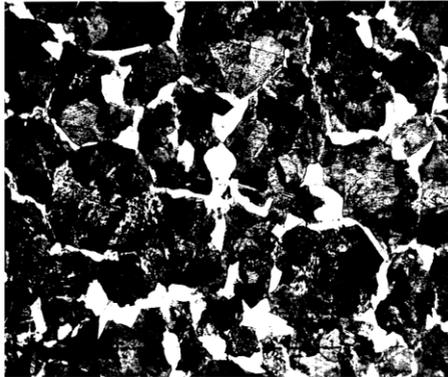


Рис. 57. Микроструктура доэвтектоидной стали с 0,6 % С: перлит + феррит, X 500



Рис. 58. Микроструктура эвтектоидной стали – перлит, X 500

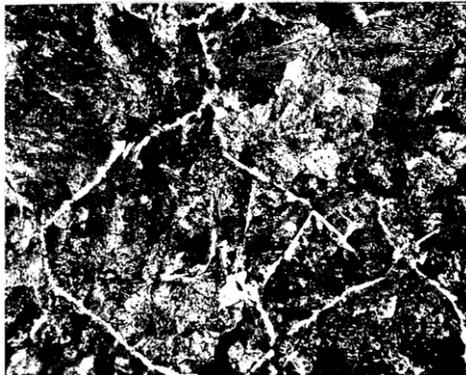


Рис. 59. Микроструктура заэвтектоидной стали с 1,0 % С: перлит + цементит вторичный, X 500

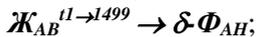
Сплавы, содержащие от 2,14 до 6,67 % С, в структуре которых присутствует определенная доля эвтектики - ледебурит, называются *белыми чугунами*. Они подразделяются на доэвтектические (С = 2,14 - 4,43 %, структура - $\Pi + \text{Ц}_{II} + \text{Л}$), *эвтектические* (С = 4,43 %, структура ледебурит), *заэвтектические* (4,43 - 6,67 % С, структура - $\text{Ц}_I + \text{Л}$).

Цементит третичный в сталях и чугунах, а также цементит вторичный в эвтектическом и заэвтектических чугунах, как самостоятельные структурные составляющие при микроструктурном анализе обычно не обнаруживаются.

Следует подчеркнуть, что все описанные изменения структуры, происходящие при охлаждении сплавов, обратимы, т. е. они совершаются и при нагреве сплавов (в обратном порядке). Это справедливо только в случае, когда охлаждения и нагревы протекают с очень малыми скоростями, а при любой рассматриваемой температуре все возможные превращения полностью завершены и сплавы находятся в состоянии фазового равновесия. Поэтому при рассмотрении диаграмм не учитываются переохлаждения и перегревы, необходимые для завершения фазовых превращений в случае охлаждений и нагревов сплавов даже с малыми конечными скоростями.

О фазовых превращениях, происходящих в сплавах, можно судить по кривым их охлаждения или нагревания. В качестве примера дополнительно подробно рассмотрим процесс структурообразования при охлаждении стали с 0,4 % С (рис. 55-а, сплав 1). Выше точки t_1 сталь находится в жидком состоянии и непрерывно охлаждается.

В интервале $t_1 \rightarrow 1499$ °С из жидкой фазы, состав которой изменяется по ликвидусу AB , выпадают кристаллы δ -феррита. Состав их определяется с помощью коноды по солидусу $АН$



$C = 2 - 2 + 1 = 1$, $t \neq \text{const}$. При кристаллизации выделяется теплота, на участке кривой $t_1 \rightarrow 1499$ °С охлаждение сплава замедляется.

При температуре 1499 °С происходит трехфазное перитектическое превращение; $C = 2 - 3 + 1 = 0$, $t = \text{const}$. Жидкость состава B взаимодействует с ранее выпавшими кристаллами δ -феррита состава H . В результате образуется новая твердая фаза - аустенит состава J :



Перитектическое превращение в заперитектическом сплаве с 0,4 % С завершается с избытком жидкой фазы. Избыточная жидкость кристаллизуется при непрерывном охлаждении в интервале 1499 °С $\rightarrow t_2$ с образованием аустенита. В интервале $t_2 \rightarrow t_3$ закристаллизовавшийся сплав, имеющий структуру A , непрерывно охлаждается. При температурах $t_3 \rightarrow 727$ °С происходит полиморфное превращение, ГЦК решетка перестраивает-

ся в ОЦК, т. е. аустенит, состав которого изменяется по линии GS , превращается в феррит (по GP). По мере превращения массовая доля аустенита уменьшается, содержание же углерода в нем увеличивается.

Образующаяся решетка феррита (ОЦК) при данных температурах энергетически более выгодна, чем аустенита (ГЦК), и при перестройке решеток выделяется теплота, поэтому сплав на участке $t_3 \rightarrow 727^\circ\text{C}$ охлаждается замедленно.

При температуре 727°C происходит трехфазное эвтектоидное превращение (изотерма PSK на кривой охлаждения)



когда из аустенита, непревращенного в феррит, образуется перлит ($\Phi + \Pi$). В процессе дальнейшего охлаждения сплава из феррита выделяется Π_{III} , наслаивающийся на цементите перлитном. Структура охлаждающейся стали при температурах ниже 727°C - $\Phi + \Pi$.

Массовые доли (%) феррита и перлита как структурных составляющих стали с допустимой погрешностью могут быть определены по правилу отрезков. Например, при 600°C в рассмотренном нами сплаве $\Phi = (0,8 - 0,4) / (0,8 - 0,01) \cdot 100 \approx 50$. Массовая доля феррита как фазы, существующей вместе с цементитом, $\Phi = (6,67 - 0,4) / (6,67 - 0,01) \cdot 100 \approx 94$. Остальные 6 % приходятся на долю другой фазы - цементита.

Таким образом, структура медленно охлажденной стали, содержащей 0,4 % С, состоит из 50 % феррита и 50 % перлита (согласно фазовому анализу, 94 % $\Phi + 6$ % Π).

Диаграмма стабильного равновесия, обозначенная на рис. 56 пунктиром, отображает возможность образования высокоуглеродистой фазы - графита - на всех этапах процесса структурообразования в сплавах с повышенным содержанием углерода. В интервале температур ликвидус $D'C'$ - солидус $C'F'$ из жидкости выделяется графит. При эвтектической температуре 1153°C (изотерма $E'C'F'$) жидкость состава C' затвердевает с образованием графитной эвтектики ($A_{E'} + \Gamma$). В интервале температур $E'C'F' - P'S'K'$ из-за уменьшения растворимости углерода в аустените (линия $E'S'$) выделяется графит. При эвтектоидной

температуре ($t_{P'S'K'} = 738$ °C) содержание углерода в аустените достигает 0,7 % (S') и аустенит распадается на феррит и графит.

Таким образом, при охлаждении сплавов, содержащих от 2,14 до 6,67 % C, формируется структура, состоящая из феррита и графита.

4.2. Углеродистые стали

При общем объеме производимых в России сталей (около 75 млн. т) на долю углеродистых сталей приходится более 80 %. Это связано с тем, что они обеспечивают удовлетворительное сочетание эксплуатационных свойств с хорошей технологичностью, т.е. относительно малыми затратами при обработке давлением, резанием и сварке. Кроме того, эти стали относительно дешевы.

Промышленные стали не являются просто бинарными сплавами системы $Fe - C$. Кроме этих двух элементов в них всегда присутствуют примеси (P, S, O, N, H и др.), содержание которых колеблется от десятых и сотых до тысячных долей процента и зависит от способа выплавки стали (мартеновский, конвертерный и др.). Кроме того, в сталях всегда имеются сопутствующие металлические элементы, содержащиеся в исходных шихтовых материалах (Cr, Ni, Cu и др.), а также элементы-раскислители (Mn, Si, Al и др.), специально вводимые в сталь для снижения содержания кислорода.

4.2.1. Влияние состава и постоянных примесей на свойства сталей

Как углерод, так и вышеуказанные примеси, оказывают значительное влияние на физико-механические и технологические свойства сталей. При увеличении содержания углерода возрастает прочность, но снижается пластичность. Марганец, кроме раскисляющего действия, повышает прочность сталей в горячекатаном состоянии и снижает вызываемую присутствием серы красноломкость (появление трещин и разрывов при горячей прокатке). Кремний, упрочняя сталь, снижает ее пластичность. Фосфор, при повышенном содержании в сталях (до 0,05 - 0,06 %), образует фосфиды и снижает пластичность, вязкость и

повышает порог хладноломкости. Элементы, повышающие прочность, например марганец и кремний, ухудшают обрабатываемость сталей резанием (допустимые скорости резания, стойкость инструмента, чистоту обрабатываемой поверхности). Наличие дисперсных частиц, например оксидов, нитридов и других соединений, улучшает обрабатываемость. Хорошей обрабатываемостью обладают и стали с повышенным содержанием серы и фосфора (до 0,1 - 0,2 %).

Штампуемость сталей также ухудшается при повышении прочности стали, особенно предела текучести. Обычно способность сталей к штампуемости оценивают отношением $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. Для сталей подвергаемых глубокой вытяжке это отношение должно находиться в пределах от 0,65 до 0,7. Такими свойствами обычно обладают стали, содержащие около 0,08 % С, до 0,4 % Мп и не более 0,03 % Si. Следует отметить, что большое влияние на штампуемость оказывает величина зерна (оптимальным является 6 - 8 баллов).

Неметаллические включения (оксиды, сульфиды, фосфиды) создают в сталях области повышенных микронапряжений и снижают ударную вязкость сталей, усталостные и другие характеристики. Но в отличие от большинства перечисленных неметаллических включений, повышающих порог хладноломкости, сульфиды могут снижать порог хладноломкости за счет измельчения зерна (*явление сульфидного эффекта*). Водород при повышенных количествах скапливается в микрообъемах внутри стальных изделий, создает высокие давления и вызывает образование внутренних трещин (*флокенов*).

4.2.2 Классификация и маркировка углеродистых сталей

Углеродистые стали принято классифицировать по составу, назначению, структуре, качеству и раскисленности.

Классификация по структуре (доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные) была рассмотрена при анализе диаграммы состояний системы Fe - С.

По составу углеродистые стали в зависимости от содержания углерода делятся на три группы:

1 - *низкоуглеродистые* - с содержанием углерода до 0,3 %;

- 2 - *среднеуглеродистые* содержат от 0,3 до 0,7% углерода;
 3 - *высокоуглеродистые* - больше 0,7 % углерода.

По назначению - это *конструкционные, машиностроительные* и *инструментальные* стали.

По качеству стали классифицируют на *обыкновенного качества, качественные* и *высококачественные* - в зависимости от содержания примесей.

Если содержание серы находится в пределах от 0,04 до 0,06 %, а фосфора от 0,04 до 0,08 %, то такие стали относят к сталям *обыкновенного качества*. Если же содержание серы и фосфора меньше и находится в пределах от 0,03 до 0,04 %, то такие стали относят к *качественным*. При содержании примесей в пределах, как правило, меньших 0,03 %, полагают, что стали обладают *высоким качеством*. Под *качеством стали* понимают совокупность свойств, зависящих от способа ее производства. В зависимости от требований, предъявляемых к составу и свойствам стали, углеродистые стали делятся на несколько групп.

1. *Стали обыкновенного качества (ГОСТ 380-2005)* являются конструкционными; в равновесном состоянии они имеют феррито-перлитную структуру. В зависимости от назначения такие стали подразделяются на три группы: группа *А* - поставляемые по механическим свойствам (*Ст0, Ст1, Ст2, Ст3, Ст4, Ст5* и *Ст6*) для изготовления изделий не подвергаемых горячей обработке; группа *Б* - поставляемые по химическому составу (*БСт0, БСт1, БСт2, БСт3, БСт4, БСт5, БСт6*) для изделий подвергаемых горячей обработке; группа *В* - поставляемые по механическим свойствам и химическому составу (*ВСт0, ВСт1, ВСт2, ВСт3, ВСт4, ВСт5*) для изготовления сварных конструкций.

Буквы *Ст* в марке стали означают “*сталь обыкновенного качества*”, а цифры - условный номер стали в зависимости от нормируемых показателей. Чем больше условный номер стали, и тем больше в ней содержание углерода и тем выше ее прочность. Буквы *кп, пс, сп*, стоящие за цифрой, указывают степень раскисления стали (*кипящая, полуспокойная, спокойная*). Из спокойных сталей наиболее полно удален кислород. В термически упрочненном состоянии они обладают высокой вязкостью и

сохраняют ее до – 50 °С. Цифра в конце марки стали, например **Ст4сп2**, означает категорию стали. Чем выше категория стали, тем больше число нормируемых показателей (химический состав, временное сопротивление растяжению, предел текучести, относительное удлинение, предел прочности при изгибе в холодном состоянии, ударная вязкость при температурах + 20 °С, - 20 °С и др.).

Стали обыкновенного качества являются сталями общего назначения и используются для изготовления проката различного профиля, листовой стали, крепежных деталей и другой продукции.

2. **Стали качественные конструкционные (ГОСТ 1050-88)** содержат не более 0,035 % фосфора, не более 0,04 % серы, 0,05 - 0,6 % углерода и выпускаются следующих марок: **05кп, 08кп, 08пс, 0,8, 10кп, 10пс, 10, 15кп, 15пс, 15, 20кп, 20пс, 20, 25** и т.д.

Двузначные цифры в марке качественной конструкционной стали означают среднее содержание в ней углерода в сотых долях процента. Данные стали обладают высокой пластичностью и свариваемостью. Они могут быть использованы без упрочняющей термической обработки (прокат в состоянии поставки) или после упрочняющей термической или какой-либо другой обработки.

Стали 05кп, 08кп, 08, 10 применяются для изготовления изделий сложной конфигурации, получаемых методом холодной листовой и объемной штамповки. Из сталей **15кп, 15, 20** изготавливают болты, гайки, винты, пальцы, валки, оси, крюки, шпильки и другие детали неотчетственного назначения. Часто детали из этих сталей работают в условиях износа и подвергаются поверхностному упрочнению цементацией или нитроцементацией.

Стали 30, 35, 40, 45 применяют для изготовления деталей с высокой прочностью и вязкостью сердцевин (оси, валики, винты, шайбы, втулки, коленчатые валы, тяги, шатуны и др.).

Высокоуглеродистые стали марок **65, 70, 75, 80, 85** идут на изготовление деталей работающих в условиях трения и вибрационных нагрузок: прокатные валки (**сталь 60**), крановые колеса (**сталь 60**), диски сцепления и выпускные клапаны ком-

прессоров (*сталь 85*), а также пружины и рессоры небольшого сечения (ГОСТ 15759-79).

Углеродистые качественные конструкционные стали в зависимости от условий эксплуатации деталей подвергают нормализации, закалке с последующим отпуском, поверхностной закалке с нагревом ТВЧ с отпуском или без него (ГОСТ 1050-74, ГОСТ 15759-79).

3. *Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435-99)* выпускают качественными (*У7, У8, У8Г, У9, У10, У11, У12, У13*) с содержанием серы не более 0,03% и фосфора не более 0,035 % и высококачественными (*У7А, У8А, У8ГА, У9А, У10А, У11А, У12А, У13А*) с содержанием серы не более 0,02% и фосфора не более 0,03 %. Буква **У** в марке стали означает – «углеродистая инструментальная сталь», буква **А** в конце марки стали означает, что она высококачественная. Цифра показывает содержание углерода в десятых долях процента.

Дозэвтектоидная сталь *У7* и эвтектоидные стали *У8* и *У8А*, обладающие наибольшей пластичностью в данной группе сталей, применяют для изготовления молотков, стамесок, долот, зубил, штампов и других инструментов, работающих в условиях ударных нагрузок. Стали *У10, У11, У11А* идут на производство резцов, фрез, сверл, метчиков и другого режущего инструмента для обработки мягких материалов, а также для измерительных инструментов. Из сталей *У12, У13, У13А* изготавливают инструмент повышенной твердости, работающий без ударных нагрузок (напильники, надфили, рашпили и др.).

4. Для обработки резанием на станках-автоматах ответственных деталей, в основном крепежных (шайбы, болты, гайки, шпильки и др.), применяют низко- и среднеуглеродистые стали (*0,08...0,45 % С*) с повышенным содержанием серы (0,05 - 0,3 %), фосфора (0,05 - 0,16 %) и часто марганца (0,6 - 1,55 %). Такие стали называют *автоматными*. Обогащение границ зерен феррита фосфором, а также образование хрупких включений *MnS* по границам зерен стали облегчает резание, способствует дроблению и легкому отделению стружки. При использовании таких сталей увеличивается стойкость режущего инструмента и улучшается качество обработанных поверхностей.

Автоматные стали маркируют *A11, A12, A20, A30, A40Г*

(ГОСТ 1414-75). В марке стали буква *A* указывает, что сталь автоматная, цифры показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента. В автоматные стали специально добавляют селен (0,04 - 0,10 %), а также свинец (0,15 - 0,35 %), либо кальций (0,002 - 0,008 %), и они маркируются, например, как *AC30* (со свинцом) или *AЦ20* (с кальцием).

4.3. Легированные стали

Легированными называют стали, в которые для изменения структуры и свойств, кроме углерода, специально вводят в заданных концентрациях другие элементы *Ni, Co, Cr, V, Mo, W* и др.), получившие название легирующих.

Легирующие элементы могут образовывать с железом твердые растворы, растворяться в цементите (замещая в решетке атомы железа), либо могут образовывать специальные карбиды, т. е. карбиды, имеющие отличную от цементита кристаллическую решетку, и химическую формулу, а также могут образовывать интерметаллические соединения.

К числу наиболее часто используемых легирующих элементов относятся *Cr, Mo, Ni, Co, V, Ti, W, Zr, Nb*, а также *Mn* и *Si*, если их содержание превышает обычное для углеродистой стали.

В результате легирования изменяются механические, технологические и физические свойства стали. Изменение свойств стали при ее легировании определяется влиянием легирующих элементов, как на свойства фаз, так и на условия протекания фазовых превращений.

4.3.1. Структурные классы легированных сталей в условиях равновесия

По структуре, формирующейся в условиях равновесия, легированные стали, как и нелегированные, могут быть доэвтектоидными, эвтектоидными и заэвтектоидными. Тем не менее, исходя из структуры, стали делят не на 3, а на 6 классов: *перлитный, аустенитный, ферритный, полуферритный, полуаустенитный и ледебуритный* (рис. 60).

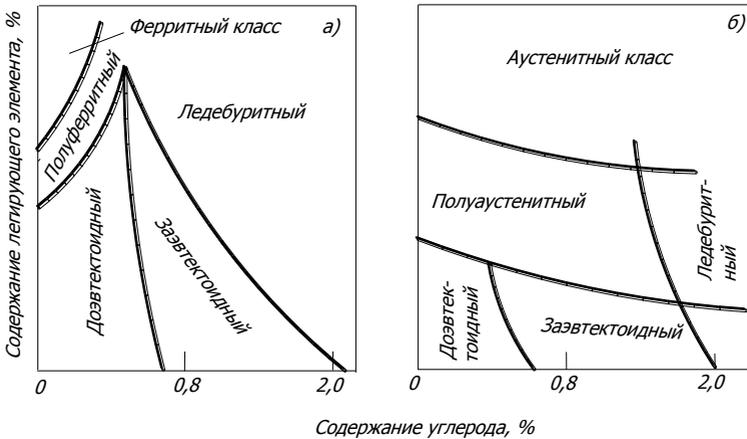


Рис. 60. Классификация сталей в отожженном состоянии по структурным классам в тройной диаграмме состояния «железо - углерод - легирующий элемент»:
 а - легирующий элемент сужает γ - область;
 б - легирующий элемент сужает α - область

В **перлитный класс** объединяются стали, содержащие перлит. Это - как дозвтектоидные, так и эвтектоидные и заэвтектоидные стали. В отличие от обычных сталей, среди легированных сталей выделяют **ледебуритные стали**, которые в литом состоянии содержат карбидную эвтектику (объемная доля карбидов достигает 30 - 35 %). По структуре ледебуритные стали следовало бы рассматривать как белые чугуны. Но так как эти сплавы содержат меньше 2 % С и их можно ковать, то их относят к сталям.

Легированные стали ферритного класса образуются при относительно низком содержании углерода и больших содержаниях легирующих элементов, ограничивающих область существования аустенита и расширяющих область существования феррита (*Si, Cr, W, Mo, V*).

При всех температурах структура таких сталей состоит из легированного феррита, иногда с небольшим содержанием карбидов.

Аустенитные стали получают при высоком содержании таких легирующих элементов как *Ni* и *Mn*. Однако часто струк-

тура сталей, содержащих эти элементы, состоит из смеси феррита и аустенита. Стали, имеющие такую структуру, относят к феррито-аустенитным, или к аустенито-ферритным, в зависимости от того, какая фаза преобладает.

Легированные стали применяют в качестве **конструкционных, инструментальных и коррозионностойких**, а также **подшипниковых и специального назначения**.

4.3.2. Маркировка легированных сталей

При расшифровке различных марок легированных сталей следует иметь в виду, что их всегда выпускают качественными и высококачественными. Поэтому в маркировке имеются, как правило, двухзначные цифры, стоящие первыми и обозначающие содержание углерода в сотых долях процента. Для высокоуглеродистых марок инструментальных сталей используют однозначные цифры, указывающие содержание углерода в десятых долях процента. Легирующие элементы обозначены буквами: **А** - азот; **Б** - ниобий; **В** - вольфрам; **Г** - марганец; **Д** - медь; **Е** - селен; **К** - кобальт; **Н** - никель; **М** - молибден; **П** - фосфор; **Р** - бор; **С** - кремний; **Т** - титан; **Ф** - ванадий; **Х** - хром; **Ц** - цирконий; **Ч** - редкоземельные металлы (РЗМ); **Ю** - алюминий.

Цифры, стоящие после букв, означают примерное содержание легирующего элемента в целых процентах. Если же цифра в маркировке отсутствует, то это означает, что содержание элемента - до 1,5 %.

Для элементов, сильно действующих на структуру и свойства (**N, B, V, Ti, Zr** и др.), их присутствие в стали указывают в маркировке, даже если их содержание составляет сотые или тысячные доли процента.

Высокая стоимость легированных сталей обуславливает повышенные требования к содержанию в них «вредных» примесей. Поэтому, для легированных сталей букву **A**, означающую принадлежность к высокому качеству, ставят в конце марки при значительно меньших содержаниях серы, фосфора и некоторых других примесей.

4.4. Чугуны

Чугунами называют железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14 % углерода. В машиностроении чугуны являются одним из основных литейных материалов, прежде всего из-за хороших литейных свойств. Он не подвергается обработке давлением. Главным фактором, определяющим свойства, а, следовательно, и область использования чугуна, является его структура, которая может быть весьма разнообразной.

По структуре чугуны делят на **белые (БЧ)**, **серые литейные (СЧ)**, **ковкие (КЧ)** и **высокопрочные (ВЧ)** (рис. 61, 62, 63, 64, 65, 66)

Белые чугуны имеют белый блестящий излом, подобно сталям кристаллизуются по диаграмме метастабильного равновесия системы $Fe - Fe_3C$ (рис. 55). В них практически весь углерод находится в химически связанном состоянии в виде цементита.

Белые чугуны подразделяются на доэвтектические, эвтектические и заэвтектические. **Доэвтектические белые чугуны** содержат от 2,14 до 4,43 % углерода. Они состоят из перлита ($\Phi + \Psi$) и ледебурита ($\Pi + \Psi$). Перлит имеет дендритное строение, которое он наследует от аустенита первичного, кристаллизующегося из жидкости и затем превращающегося в перлит (при 727 °С). Основной структуры является эвтектика - ледебурит, состоящая из цементита и расположенного в нем перлита сравнительно высокой дисперсности (рис. 64).

Белый эвтектический чугун содержит 4,43 % углерода. Его структура (рис. 65) - ледебурит ($\Pi + \Psi$).

Заэвтектические белые чугуны являются сплавами с повышенным содержанием углерода (более 4,43 %), имеют структуру $L(\Pi + \Psi) + \Psi_I$ (рис. 66). В матрице ледебурита расположены крупные пластинчатые кристаллы цементита первичного.

Если использовать правило отрезков, то можно убедиться, что относительное содержание твердой и хрупкой фазы - цементита возрастает с повышением содержания углерода в сплаве.

Например, в структуре белого чугуна с 3 % С при 20 °С находится около 45 % цементита и 55 % феррита, в чугуне с 4,43 % С доля цементита возрастает до 66 %.



Рис. 61. Микроструктура серого литейного ферритного чугуна; X 200

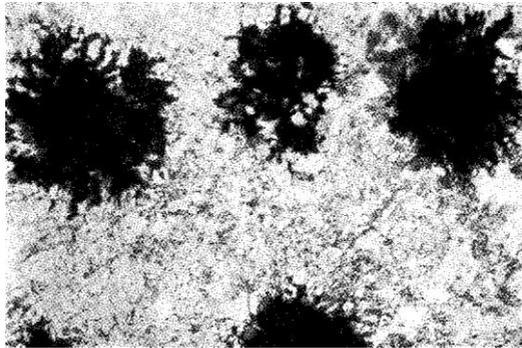


Рис. 62. Микроструктура ковкого перлитного чугуна; X 200

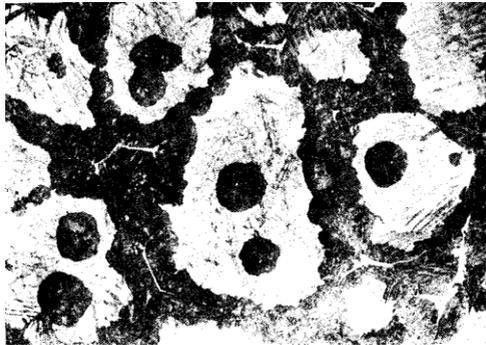


Рис. 63. Микроструктура высокопрочного феррито-перлитного чугуна: X 200

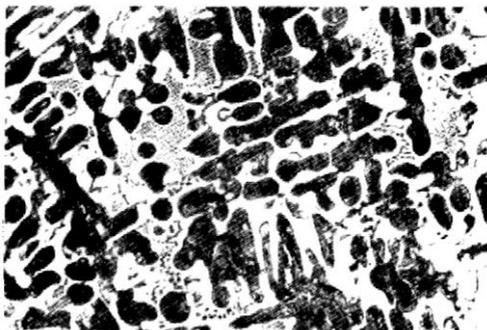


Рис. 64. Микроструктура белого доэвтектического чугуна:
перлит, ледобурит и цементит вторичный; X 200



Рис. 65. Микроструктура белого эвтектического чугуна:
ледобурит; X 200

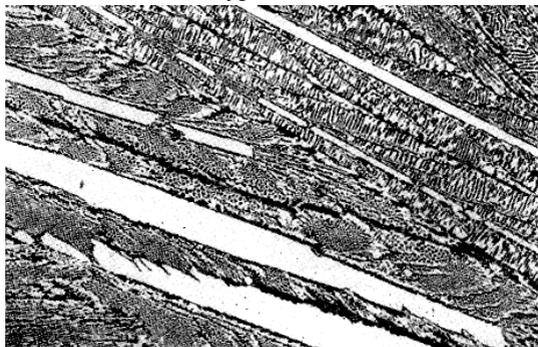


Рис. 66. Микроструктура белого заэвтектического чугуна:
ледобурит и цементит первичный; X 200

Из-за большого содержания цементита белые чугуны имеют повышенную хрупкость и низкие показатели механических свойств.

Поэтому в качестве конструкционных материалов их применяют редко, используя только для изготовления деталей, работающих в условиях повышенного абразивного изнашивания (детали гидромашин, пескометов и др.). Для увеличения износостойкости белые чугуны легируют хромом, ванадием, молибденом и другими карбидообразующими элементами.

Если отливку из белого доэвтектического чугуна подвергнуть специальному графитизирующему отжигу, структура чугуна изменится, и он приобретет повышенную прочность и удовлетворительную пластичность. Такой отожженный чугун называется **ковким** (но ковать его нельзя!).

При выборе режимов термической обработки чугуна, в том числе и режима графитизирующего отжига, необходимо помнить о существовании двух диаграмм состояния железоуглеродистых сплавов - метастабильного и стабильного, т. е. учитывать, что эвтектоидное (и эвтектическое) превращение в чугунах происходит в интервале температур $A_1 \rightarrow A_1'$. Величина этого интервала и его расположение относительно равновесной температуры (t_{PCK}) определяются химическим составом чугуна.

Отжиг белого чугуна основан на метастабильности цементита и обычно ведется по графику, показанному на рис. 67.

Рекомендуемый химический состав заливаемого в формы сплава следующий: $2,4...2,9 \% C$; $1,0...1,6 \% Si$; $0,3...1,0 \% Mn$. Содержание углерода и кремния подбирается из расчета $Si + C \leq 3,8 \%$.

При таком составе сплава и ускоренном охлаждении (для этого толщина стенок отливки не должна превышать 20 мм, в отдельных случаях 50 мм) в отливке формируется структура белого доэвтектического чугуна $\Pi + Л(\Pi + Ц) + Ц_{II}$. После охлаждения отливку отжигают.

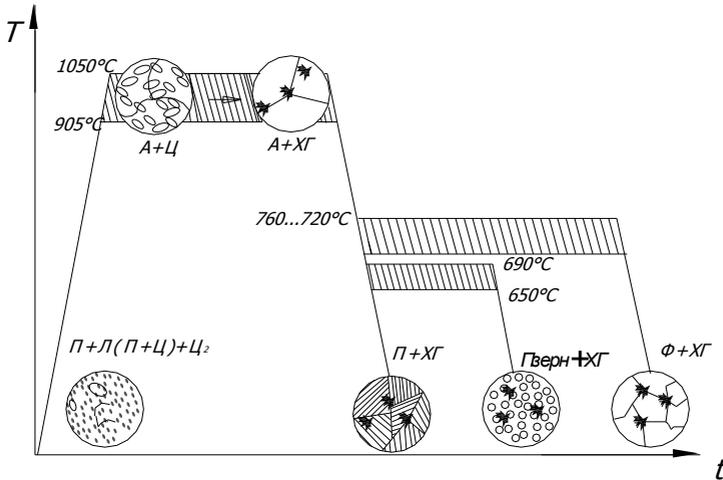


Рис. 67. График отжига на ковкий чугун

Графитизирующий отжиг состоит обычно из двух стадий. Первую рекомендуется проводить при $950...1050\text{ }^{\circ}\text{C}$. При более высоких температурах возможно оплавление отливок, расположенных вблизи от нагревателей, что недопустимо. Длительность первой стадии отжига подбирается в каждом конкретном случае такой, чтобы весь цементит, находящийся в структуре отливки ($A + Ц$), распался на $A + ХГ$.

Металлическая основа чугуна формируется на второй стадии отжига при эвтектоидном превращении. В случае непрерывного охлаждения отливки в области эвтектоидной температуры аустенит превращается в перлит пластинчатый. Получается **ковкий чугун с перлитной металлической основой** (рис. 62). Он обладает высокими твердостью ($НВ = 2350...3050\text{ МПа}$) и прочностью ($\sigma_B = 650...800\text{ МПа}$) в сочетании с небольшой пластичностью ($\delta = 3,0...1,5\%$). Для повышения пластичности при сохранении достаточно высокой прочности проводится непродолжительная (2...4 ч) изотермическая выдержка чугуна или замедленное охлаждение при температурах $690...650\text{ }^{\circ}\text{C}$. Это вторая стадия отжига, представляющая собой в данном случае отжиг на зернистый перлит. Перлит пластинчатый переходит в перлит

зернистый путем сфероидизации (округления) пластин цемента.

Наряду с ковким чугуном с металлической основой - зернистый перлит широко распространен в машиностроении **ковкий ферритный чугун**, характеризующийся высокой пластичностью ($\delta = 10...12\%$) и относительно низкой прочностью ($\sigma_B = 370...300$ МПа). Ферритная основа чугуна образуется при очень медленном прохождении интервала $760...720^\circ\text{C}$ или в процессе изотермической выдержки при $720...700^\circ\text{C}$.

Здесь аустенит и цементит, в том числе и цементит перлита, если перлит успел образоваться, распадаются на $\Phi + \text{XГ}$. Продолжительность отжига в целом составляет $20...40$ ч (при этом длительность второй стадии примерно в 1,5 раза больше, чем первой). Для сокращения продолжительности отжига белого чугуна на ковкий, что экономически целесообразно, используют ряд приемов.

Чтобы ускорить распад цемента, первую стадию отжига проводят при повышенных температурах ($1000...1050^\circ\text{C}$).

Процесс графитообразования облегчается при введении в расплав чугуна перед его разливкой по формам небольших доз некоторых элементов (модифицирование), создающих дополнительные искусственные центры образования графита. Например, при производстве тонкостенного литья с толщиной стенки $h < 20$ мм вводят алюминий из расчета $0,015...0,025\%$ от массы сплава. В случае толстостенного литья (h до 50 мм) вводят бор ($0,001...0,003\%$). Образующиеся тугоплавкие высокодисперсные оксиды Al_2O_3 и нитриды AlN , BN являются центрами кристаллизации графита. В качестве таких центров могут выступать и другие элементы (висмут, теллур, титан). Чугун с модифицирующими добавками называется модифицированным.

Для получения в модифицированном **КЧ** перлитной основы рекомендуется увеличивать содержание марганца до $1,2\%$, хрома и некоторых других элементов. Марганец (хром), растворяясь в цементите, повышает его устойчивость к распаду на Φ и XГ в области эвтектоидных температур. Для получения ферритно-перлитной основы продолжительность второй стадии отжига сокращают.

Согласно ГОСТ 1215 - 79, выпускаются следующие марки ковких чугунов: ***КЧ30-6, КЧ33-8, КЧ35-10, КЧ37-12, КЧ45-7, КЧ50-5, КЧ55-4, КЧ60-3, КЧ65-3, КЧ70-2, КЧ80-1,5***. Первые две цифры в обозначении марки соответствуют минимальному пределу прочности при растяжении (σ_b , кгс/мм²), цифры после тире - относительному удлинению при растяжении (δ , %). Первые четыре марки, имеющие повышенные значения δ , относятся к ферритным чугунам, все последующие - к перлитным.

Перечень литых изделий из ***КЧ*** весьма разнообразен - пробки, гайки, втулки, фланцы, кронштейны, ступицы, тормозные колодки, коленчатые валы и др. Толщина их стенок составляет 3...50 мм, масса деталей - от нескольких граммов до нескольких тонн.

Существенным недостатком технологического процесса получения ***КЧ*** является длительный отжиг отливок и ограничение толщины их стенок (до 50 мм). В массивных отливках в результате замедленного охлаждения при первичной кристаллизации возникает пластинчатый графит (***ПГ***), который снижает прочность и пластинчатость металлической основы чугуна.

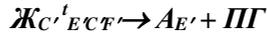
Структура ***серого литейного чугуна*** (см. рис. 61) формируется непосредственно при кристаллизации его в отливке в соответствии с диаграммой стабильного равновесия системы ***Fe – C*** (рис. 54). Характер структурообразования при эвтектическом превращении определяется, прежде всего, содержанием углерода и кремния в сплаве, а также скоростью охлаждения. Установлено, что чем больше углерода и кремния в сплаве и чем ниже скорость его охлаждения, тем выше вероятность кристаллизации по диаграмме стабильного равновесия с образованием графитной эвтектики.

Обычно в серых чугунах содержится ***3,0...3,7 % C; 1,2...2,6 % Si***. Содержание элементов (%) подбирают так, чтобы ***C + Si/3 = 4,3***.

При удовлетворении этого условия чугун получается эвтектическим и обладает хорошими технологическими свойствами (жидкотекучесть, малая усадка, незначительный пригар металла к форме и др.).

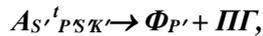
Высокое содержание кремния в сером чугуна объясняется тем, что кремний является сильным графитообразующим элементом. Растворяясь в аустените, кремний способствует уменьшению растворимости углерода в нем. В результате жидкая фаза обогащается углеродом, и процесс образования графита облегчается. При низком содержании углерода и кремния чугун модифицируют графитизирующими добавками (алюминий, кальций, церий).

При медленном охлаждении сплав не переохлаждается до эвтектической температуры (t_{ECF} на диаграмме метастабильного равновесия, см. рис. 53), и расплав кристаллизуется по диаграмме стабильного равновесия с образованием графитной эвтектики



Если же появляется некоторое количество цементита ($Ж \rightarrow A + ПГ + Ц$), то он при наличии кремния теряет устойчивость и быстро распадается с образованием $A + ПГ$.

Металлическая основа серых чугунов, как и ковких, формируется из аустенита при эвтектоидном распаде. Образование перлита (диаграмма метастабильного состояния, область t_{PSK}) происходит легко, в сравнительно короткий промежуток времени. Получается **серый литейный чугун на перлитной металлической основе**. Формирование же феррита, т. е. распад аустенита по диаграмме стабильного состояния



протекает крайне инертно и только около имеющихся пластин графита. Вокруг $ПГ$ образуется ферритная оторочка той или иной ширины. Получается **серый литейный чугун с ферритно-перлитной металлической основой**.

Для получения **серого ферритного литейного чугуна** (рис. 61) оставшийся перлит устраняется путем изотермической выдержки при 690...650 °С, цементит перлита распадается на $\Phi + ПГ$. В этом случае чугун необходимо модифицировать.

При конструировании деталей машин следует учитывать, что серые чугуны работают на сжатие лучше, чем на растяжение. Они мало чувствительны к надрезам при циклическом нагружении, хорошо поглощают колебания при вибрациях, обладают высокими антифрикционными свойствами из-за смазывающей способности графита. Серые чугуны хорошо обрабатываются резанием, дешевы и просты в изготовлении.

Согласно ГОСТ 1412 - 85, отливки изготавливают из чугуна следующих марок: **СЧ10, СЧ15, СЧ18, СЧ20, СЧ25, СЧ30, СЧ35**.

Цифры в обозначении марки соответствуют минимальному пределу прочности при растяжении (σ_B , кгс/мм²). Чугун СЧ10 - ферритный, СЧ15, СЧ18, СЧ20 - ферритно-перлитные, начиная с СЧ25 - перлитные. Из ферритно-перлитных чугунов в автомобилестроении изготавливают картеры, тормозные барабаны, крышки и др.; из перлитных - блоки цилиндров, гильзы, маховики и др. В станкостроении серый чугун является основным конструкционным материалом (станины станков, столы и верхние салазки, шпиндельные бабки, колонки, каретки и др.). Для производства деталей с толщиной стенок менее 100 мм рекомендуются чугуны **СЧ28, СЧ30**, более 100 мм - **СЧ35**. Из серого чугуна, содержащего фосфор (0,5 % Р), изготавливают художественные изделия.

В настоящее время наблюдается тенденция к замене ковкого чугуна **высокопрочным чугуном с графитом шаровидной формы (ШГ)**, который в меньшей степени ослабляет металлическую основу, чем графит хлопьевидной и, тем более, пластинчатой форм (рис. 63). Такой чугун получают модифицированием (микролегированием) жидкого чугуна присадками (0,1...0,5 % магния, 0,2...0,3 % церия, иттрия и некоторых других элементов). При этом перед вводом модификаторов необходимо снизить содержание серы до 0,02...0,03 % (против 0,1...0,15 % в **СЧ** и **КЧ**), что существенно сдерживает широкое внедрение высокопрочного чугуна в производство.

Рекомендуемый химический состав высокопрочного чугуна (2,7...3,7 % С; 0,5...3,8 % Si) выбирается в зависимости от толщины стенки отливки (чем тоньше стенка, тем больше углерода и кремния). Часто в структуре отливок образуется ледебурит. В

этом случае их подвергают высокотемпературному графитизирующему отжигу подобно белому чугуну, для разложения цементита. Продолжительность отжига чугуна с графитом шаровидной формы значительно меньше продолжительности отжига белого, так как в **ВЧ** содержание графитизирующих элементов (углерода, кремния) более высокое.

Согласно ГОСТ 7293 - 85, отливки изготавливают из высокопрочного чугуна следующих марок: **ВЧ35, ВЧ40, ВЧ45, ВЧ50, ВЧ60, ВЧ70, ВЧ80, ВЧ100** (цифры в обозначении соответствуют минимальному пределу прочности при растяжении σ_B , кгс/мм²).

Высокопрочный чугун обладает хорошими литейными и технологическими свойствами, применяется для замены стальных литых и кованных деталей (коленчатые и распределительные валы, детали зубчатых передач и др.). Для повышения износостойкости деталей из **ВЧ** применяется азотирование (или азотирование с последующей обдувкой дробью), при котором в поверхностных слоях изделий создаются благоприятные сжимающие напряжения. Рекомендуется также подвергать изделия объемной и поверхностной закалке. Образование мелкоигольчатого мартенсита в закаленном поверхностном слое изделий способствует повышению их износостойкости в три и более раз.

Для улучшения прочностных и эксплуатационных характеристик или придания специальных свойств (жаростойкость, коррозионная стойкость и др.) чугуны легируют. Так, жаростойкие чугуны содержат **5...7 % Si (силал)**, коррозионно-стойкие - **12...18 % Si (ферросилал)**.

Высокой износостойкостью обладают **половинчатые чугуны (ИЧ)**. В них часть углерода находится в свободном состоянии в виде **ШГ** или **ПГ**, часть – в связанном, в виде цементита. К таким чугунам относятся, например, серый чугун марки **ИЧНХ2**, легированный никелем и хромом, а также чугуны **ИЧХНТ, ИЧН1МШ** (шаровидный графит). Из этих чугунов отливают детали двигателей внутреннего сгорания (крышки и днища цилиндров, головки поршней и др.).

К износостойким относится **отбеленный серый чугун (ОЧ)**, имеющий тонкий поверхностный слой со структурой белого

чугуна. Применяется для изготовления отливок прокатных валков, вагонных колес и т. п.

Контрольные вопросы к главе 4

1. Что такое феррит, аустенит, перлит, цементит и ледебурит?
2. Какие превращения происходят в сплавах при температурах A_1 , A_2 , A_3 , A_4 , A_{cm} ?
3. Постройте с помощью правила фаз кривую охлаждения для стали с 0,8 % С и для чугуна с 4,43 % С.
4. Каковы структура и свойства технического железа, стали и белого чугуна?
5. В каких условиях выделяется первичный, вторичный или третичный цементит?
6. Каково строение ледебурита при комнатной температуре, немного выше эвтектоидной температуры 727°C и немного ниже эвтектической температуры 1147°C ?
7. Как влияют легирующие элементы на положение критических точек железа и стали?
8. Какие легирующие элементы являются карбидообразующими?
9. Какие легирующие элементы способствуют графитизации?
10. Как влияют легирующие элементы на свойства феррита и аустенита?
11. Как классифицируют легированные стали по структуре в равновесном состоянии?
12. В чем отличие серого чугуна от белого?
13. Классификация и маркировка серых чугунов.
14. Каковы структуры серых чугунов?
15. Как получают высокопрочный чугун? Его строение, свойства и назначение.
16. В чем различие в строении ковкого и модифицированного чугунов?
17. Сравните механические свойства серого, ковкого и высокопрочного чугунов.

ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

5.1. Общие положения

Термической обработкой называют процессы теплового воздействия на металлы (нагрев и охлаждение) с целью изменения их структуры и свойств. Это один из самых распространенных в технике и самых эффективных способов изменения структуры и свойств сталей и сплавов, обусловленных протеканием различных фазовых превращений.

Термическая обработка может быть как промежуточной операцией, предназначенной для улучшения технологических свойств (облегчениековки, штамповки, прокатки), так и окончательной — для обеспечения в материале или изделиях требуемого комплекса свойств.

Классификация основных видов термической обработки, используемых на практике, была разработана академиком А. А. Бочваром. Существующие способы ее реализации подразделяются на собственно термическую, термомеханическую (или деформационно-термическую) и химико-термическую.

Термическая обработка включает четыре основных вида: *отжиг, закалку, отпуск и старение.*

Принадлежность к тому или иному виду термической обработки определяется не скоростями и уровнем изменения температуры при нагреве и охлаждении, а типом происходящих при этом структурных изменений в материале.

Отжигом называют вид термической обработки, при которой формируются близкие к равновесным структуры материалов, в которых неравновесные состояния возникли в результате всех предшествующих видов воздействия (литьё, ковка, прокатка, сварка и т.п.).

Существуют два основных типа отжига - *отжиг I-го рода*, при котором не протекает фазовых превращений, и *отжиг II-го рода*, сопровождающийся фазовыми превращениями.

Закалкой называют процесс, при котором металл, нагревают до температур, выше температур фазовых превращений и быстро охлаждают для получения неустойчивых состояний.

Отпуском и старением предварительно закаленных сталей и сплавов называют технологические операции, проводимые с целью получения более устойчивых структурных состояний. При этом термин отпуск применяют в тех случаях, когда при закалке материал претерпевает полиморфные превращения. **Старением** же называют процесс распада пересыщенных закаленных твердых растворов, в которых при закалке полиморфных превращений не происходило. Как правило, этот процесс осуществляется при нагреве материала.

Деформационно-термическая обработка сочетает в себе процессы термической обработки и пластической деформации. В зависимости от того, когда осуществляют деформацию - до протекания фазового превращения или после, - различают **термомеханическую обработку - ТМО** (деформация осуществляется до превращения) и **механико-термическая - МТО** (деформация осуществляется после фазового превращения).

Химико-термическая обработка сочетает тепловое воздействие с химическим, в результате чего в поверхностных слоях изменяется и химический состав и структура.

Возможность или невозможность проведения того или иного вида обработки определяется на основании анализа диаграмм состояний. Для выбора вида обработки, обеспечивающей требуемый комплекс свойств, необходим учет динамики изменений структуры материалов.

5.2. Основы теории термической обработки сталей и сплавов

Начало изучения процессов термической обработки связано с открытием в 1868 г. Д. К. Черновым существования критических температур фазовых превращений в сталях. Дальнейший значительный вклад в разработку теории термической обработки сталей внесен отечественными учеными С. С. Штейнбергом, Г. В. Курдюмовым, В. Д. Садовским, а также зарубежными исследователями Бейном, Мелом и др.

Основными процессами, рассматриваемыми в теории термической обработки стали, являются **фазовые превращения**. Важнейшими из них являются: превращение **перлита в аустенит** ($P \rightarrow A$), происходящее при нагреве стали; превращение **аустенита в перлит** ($A \rightarrow P$) при охлаждении; превращение **аустенита в мартенсит** ($A \rightarrow M$) при быстром охлаждении (закалке); и, наконец, **распад мартенсита** при отпуске закаленной стали (этот процесс для углеродистых сталей записывают в виде реакции ($M \rightarrow A + C$); где C - означает цементит, либо в несколько другой форме, применяемой для описания превращений в легированных сталях ($M \rightarrow A + K$), где K - специальные карбиды.

Основные закономерности фазовых превращений, происходящих в так называемых цветных сплавах, в частности старение, рассмотрим в конце данного раздела.

5.2.1. Превращение перлита в аустенит (первое основное превращение в стали)

Превращение перлита ($P + C$) в аустенит (A) происходит путем образования зародышей аустенитной фазы и их последующего роста по рассмотренным выше законам кристаллизации.

Указанные зародыши могут образовываться лишь при нагреве до температур, при которых аустенит является более устойчивой фазой, чем смесь феррита и цементита.

В соответствии с диаграммой состояния Fe - C равновесные температуры фазовых превращений (критические точки) определяются линиями: PSK (точка $A_1 = 727^\circ C$), соответствующая равновесию $P \rightarrow A$, GS (точка A_3), соответствующая равновесию феррита и аустенита. Равновесные состояния достигаются при соответствующих температурах при длительной выдержке.

Критические точки, фиксируемые как при нагреве, так и при охлаждении не совпадают с равновесными (наблюдается **гистерезис**). Следовательно, для проведения превращения $P \rightarrow A$ нужно нагревать сталь до температуры $A_{C1} > A_1$, чтобы появился термодинамический стимул для образования зародышей аустенита. Из теории кристаллизации следует, что зародыш с боль-

шой вероятностью образуется в местах с наименьшей величиной межфазной энергии. Такими местами появления зарождающихся частиц аустенита являются участки границ раздела феррита с цементитом, в которых за счет флуктуаций состав микрообластей становится близким к составу выделяющихся фаз.

Кинетическое выражение для скорости зарождения новой фазы имеет вид:

$$V = k \exp(-U/kT) \exp(-B\sigma^3/T\Delta T^2), \quad (41)$$

где U - энергия активации железа, Дж/ат;

σ - межфазное натяжение, Дж/м²;

B - постоянная;

ΔT - отклонение фактической температуры процесса (T) от температуры равновесного сосуществования фаз (*степень перегрева или переохлаждения*).

Зависимость скорости превращения $\Pi \rightarrow A$ от условий нагрева стали представлена на рис. 68. Видно, что при изотермических выдержках скорость превращения тем выше, чем выше температура нагрева (кривые 1 - 4), а при непрерывном нагреве превращение начинается при тем более низких температурах, чем меньшей была скорость нагрева, как это следует из сравнения точек пересечения прямых I - III с кривой I.

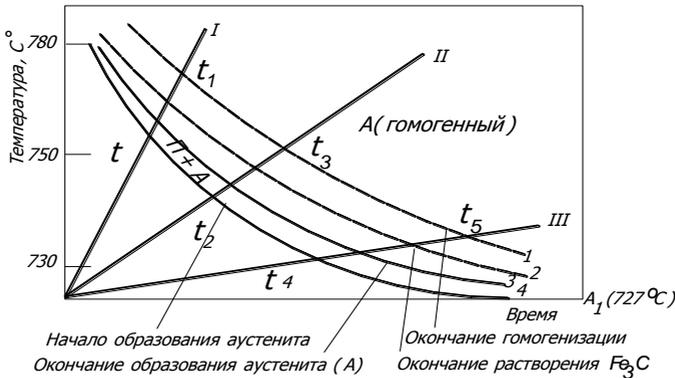


Рис. 68. Диаграмма изотермического превращения перлита в аустенит

Появившиеся зародыши аустенита с увеличением времени изотермической выдержки будут расти.

Движущей силой процесса является выигрыш свободной энергии системы, связанный с одной стороны с перестройкой решетки феррита в аустенит, растворением цементита в аустените, а с другой стороны повышением поверхностной энергии, обусловленным появлением «новых» границ раздела.

Достаточного объема данных, необходимых для описания механизма перехода $P \rightarrow A$ пока нет, хотя весь комплекс имеющихся результатов исследований говорит о его диффузионном характере.

Следует отметить, что после того, как весь объем перлита превратился в аустенит, концентрация углерода в различных областях кристаллов аустенита неодинакова (в местах его контакта с цементитом концентрация углерода выше). Поэтому для выравнивания состава аустенита нужно дополнительное время при данной температуре. При повышении температуры скорость выравнивания состава возрастает, и длительность *гомогенизации* сплава сокращается.

Так как в каждой перлитной колонии при нагреве появляется сразу несколько кристаллических зародышей аустенита (рис. 69), то при превращении $P \rightarrow A$ зерно в стали измельчается. Эти особенность превращения используют на практике термической обработки стали. Причем с повышением температуры изотермической выдержки степень измельчения зерен возрастает. Однако при этом возникают трудности сохранения мелкого зерна и поэтому обычно устанавливают «перегрев» над точкой A_3 в 30...50 °С.

Описанный выше процесс $P \rightarrow A$ приводит к однофазной аустенитной структуре лишь в стали эвтектоидного состава. В доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях после превращения $P \rightarrow A$ еще остаются избыточные фазы (феррит в доэвтектоидных и цементит в заэвтектоидных). Для их превращения в аустенит доэвтектоидные стали необходимо нагреть до температуры выше $A_{сз}$, а заэвтектоидные - $A_{см}$.

Нагрев выше критических температур приводит к росту зерна. Скорость роста аустенитного зерна различна у разных сталей

и даже у одной стали, изготовленной по различным технологиям.

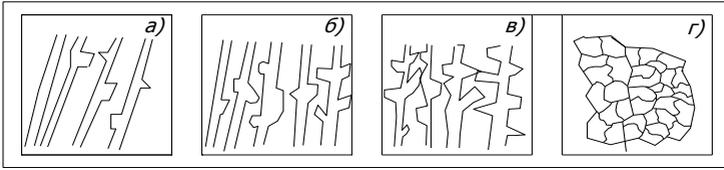


Рис. 69. Схема образования зародышей аустенита в перлите при нагреве

Наиболее интенсивно растет зерно в эвтектидных сталях, поэтому их перегрев выше A_1 нежелателен.

По склонности к росту зерна различают два вида сталей: **наследственно мелкозернистые** и **наследственно крупнозернистые**. К наследственно крупнозернистым относятся стали кипящие, раскисленные ферросилицием и ферромарганцем. Стали, раскисленные алюминием, а также содержащие цирконий, титан, ванадий, ниобий относятся к наследственно мелкозернистым. Но термины «наследственно крупнозернистые» или «наследственно мелкозернистые» не означают, что крупное или мелкое зерно сохраняется при нагреве до любой температуры. Поэтому, значительный перегрев сталей до температур выше A_{c1} , A_{c3} или A_{cm} нежелателен. Если в сталях в результате нагрева до очень высоких температур образовалось крупное зерно, неблагоприятно влияющее на свойства, то его исправляют повторной аустенизацией с меньшим перегревом относительно A_3 .

5.2.2. Превращение аустенита в перлит при охлаждении (второе основное превращение в стали)

При охлаждении аустенита (A) ниже температуры A_{f1} происходит его превращение в перлит ($\Pi = \Phi + \text{Ц}$), заключающееся в перестройке решетки железа $\gamma \rightarrow \alpha$ и выделении цементита. Но следует отметить, что как для образования зародышей цементита, содержащего 25 % (ат.) С, так и для возникновения феррита (в α - решетке растворяется лишь 0,023 % С), важную роль играют флуктуации углерода.

Кинетика превращения $A \rightarrow P$ как и $P \rightarrow A$ подчиняется общим закономерностям фазовых превращений, рассмотренным в гл. I, при анализе процесса кристаллизации.

Как и при кристаллизации из жидкости, скорость превращения $A \rightarrow P$ определяется скоростями зарождения центров превращения и их роста (см. рис. 12).

Но при рассмотрении превращения $A \rightarrow P(\Phi+Ц)$ следует учитывать, что в системе существуют не две, а три фазы и при оценке флуктуаций энергии, связанных с появлением зародышей, т. е. областей с новой упаковкой атомов, необходимо рассматривать отдельно вероятность появления фаз различного состава.

Обусловленный переохлаждением системы выигрыш свободной энергии будет расходоваться на образование поверхности раздела фаз и на их дальнейший рост.

Скорость процесса превращения аустенита в перлит описывается той же формулой, что и превращение перлита в аустенит (41), но только с другими численными значениями констант. Следовательно, скорость распада аустенита, как и других фазовых превращений, зависит от двух факторов, но основным является степень переохлаждения ΔT . Выигрыш свободной энергии смеси $\Phi+Ц$, по сравнению со свободной энергией аустенита, с увеличением переохлаждения растет, но чем больше ΔT , тем ниже температура превращения и тем медленнее протекает диффузия. Поэтому имеется некоторая оптимальная величина переохлаждения, при которой процесс $A \rightarrow P$ идет с максимальной скоростью. Это - температура минимальной устойчивости аустенита.

Зарождение новых перлитных колоний и перестройка начинаются обычно у границ аустенитных зерен (рис. 70) и ведущей фазой является феррит.

При охлаждении гомогенного аустенита (в эвтектоидной стали), образовавшиеся кристаллы феррита и цементита (перлита), имеют пластинчатую форму (рис. 71).

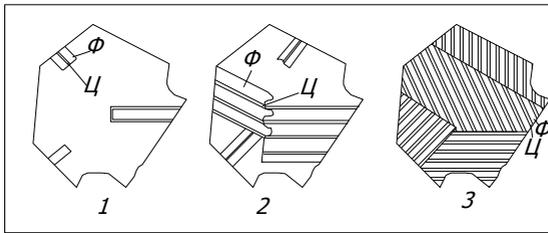


Рис. 70. Схема зарождения новых перлитных колоний в зернах аустенита при охлаждении:

1 - первичные пластинки цементита в феррите;
2 - вторичные пластинки цементита в феррите; 3 - колонии перлита

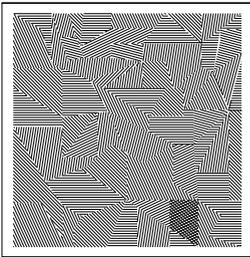


Рис. 71. Схема структуры пластинчатого перлита

В углеродистой эвтектоидной стали «толщина» пластинок феррита почти не зависит от величины исходного зерна аустенита, но существенно уменьшается с увеличением степени переохлаждения. При небольших переохлаждениях толщина пластинок близка к 1000 нм, а с увеличением переохлаждения снижается до 100...200 нм.

В зависимости от полусуммы толщин пластинок феррита и цементита d , различают *перлит* ($d = 700...800$ нм), *сорбит* (d до 400 нм) и *троостит* (d до 100...200 нм).

С увеличением степени дисперсности структур перлитного типа растет прочность и твердость сталей, но снижается пластичность. Лучшим сочетанием прочности и пластичности обладают стали с сорбитной структурой.

В неоднородном по концентрации углерода аустените (например, в заэвтектоидных сталях при температуре ниже точки A_{cm}) может образоваться не пластинчатый, а зернистый перлит, в котором цементитные частицы имеют форму зернышек. По-видимому, в этих случаях ведущей фазой является цементит.

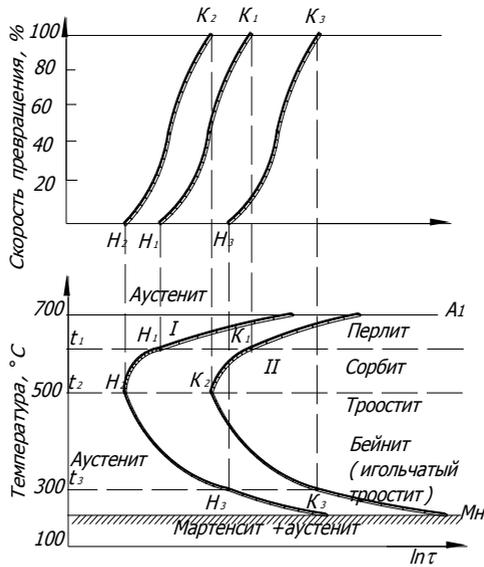


Рис. 72. Схема построения диаграммы изотермического распада аустенита для эвтектоидной стали:

a - кинетические кривые превращения при разных температурах ($t_1 > t_2 > t_3$); H_1, H_2, H_3 - начало превращения; K_1, K_2, K_3 - конец превращения; b - диаграмма превращения

Зависимость количества образовавшегося перлита описывают кинетической кривой (рис. 72, a). Видно, что на кривой имеется некоторый **инкубационный период**, период быстрого протекания процесса и период его затухания. Максимальная скорость процесса соответствует, примерно, моменту полураспада. Началу собственно перлитного превращения в доэвтектоидных сталях предшествует выделение избыточного феррита, в заэвтектоидных сталях – избыточного цементита.

Влияние переохлаждения на устойчивость аустенита и скорость его превращения в перлит обычно представляют в виде диаграмм в координатах температура превращения - десятичный логарифм времени (рис. 72, b), которые строят по кинетическим кривым типа приведенных на рис. 72, a . Эти диаграммы удобно рассматривать на примере эвтектоидной стали.

Изотермическое превращение $A \rightarrow P$ в указанной стали

происходит в интервале температур между 727 °С (температура выше которой аустенит в стали устойчив) и 210 °С (температура, ниже которой в этой стали начинается бездиффузионное мартенситное превращение, о котором речь пойдет в следующем разделе).

В области диаграммы, ограниченной *C* - **образными кривыми 1 и 2** и происходит превращение $A \rightarrow П$. Линия **1** соответствует началу превращения, линия **2** - его концу. Левее линии **1** существует переохлажденный аустенит, правее линии **2** - продукты распада аустенита - $\Phi + Ц$.

Как видно из диаграммы, аустенит наименее устойчив при температуре 550 °С (в эвтектоидной стали время его устойчивости составляет примерно 1,5 с).

Как выше, так и ниже этой температуры, устойчивость аустенита увеличивается. Наличие минимума устойчивости аустенита объясняется тем, что уменьшение скорости диффузии железа при понижении температуры, компенсируется увеличением вероятности образования зародыша феррита именно при температуре 550°С. При переохлаждениях ниже 550 °С скорость превращения $A \rightarrow П$ уменьшается из-за уменьшения скорости роста зародышей феррита до критического размера.

В зависимости от величины переохлаждения на указанных диаграммах, различают область перлитного превращения (от A_{C1} до 550° С) и бейнитного (от 550 °С до точки M_n) или промежуточного превращения.

Промежуточным оно называется потому, что обладает как чертами диффузионного перлитного превращения, так и некоторыми чертами бездиффузионного мартенситного превращения.

Различают структуру **верхнего бейнита**, который образуется при температурах близких к 550 °С и **нижнего бейнита**, образующегося при температурах близких к M_n . Структура верхнего бейнита (рис. 73, *а*) похожа на перлитную, т. к. она, как можно видеть при больших увеличениях, - пластинчатая, а структура нижнего бейнита (рис. 73, *б*), как правило, - игольчатая.



Рис. 73. Микроструктуры бейнита:

a - верхнего (среднеуглеродистая сталь с 0,6% C); *б* - нижнего бейнита – игольчатого (сталь с 0,54 % C, 1,2 % Cr, 0,48 % Mo, 4,12% Ni 0,82 % W)

Кинетика перлитного превращения зависит, прежде всего, от химического состава сталей. В углеродистых сталях наиболее устойчивым, характеризующимся самым большим инкубационным периодом, является аустенит эвтектоидного состава. При отклонении содержания углерода от эвтектоидного, инкубационный период уменьшается.

Легирующие элементы оказывают сильное влияние на устойчивость аустенита и кинетику перлитного превращения.

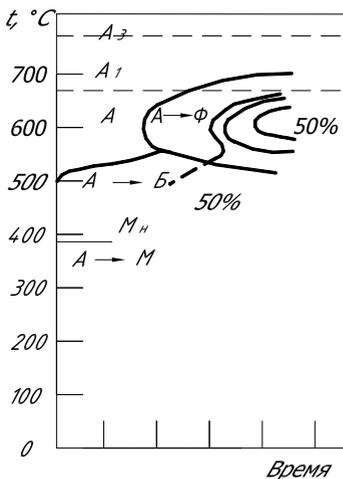


Рис. 74. Диаграмма изотермического превращения аустенита в стали 12ХНЗА

Такие элементы как хром, никель и особенно молибден повышают устойчивость аустенита, кобальт же наоборот, сильно понижает. Если в состав аустенита входят карбидообразующие легирующие элементы или кремний, на диаграмме изотермического превращения аустенита может быть два минимума устойчивости аустенита, соответствующих перлитному и бейнитному

превращения аустенита. Если в состав аустенита входят карбидообразующие легирующие элементы или кремний, на диаграмме изотермического превращения аустенита может быть два минимума устойчивости аустенита, соответствующих перлитному и бейнитному

(промежуточному) превращениям (рис. 74).

Эти две области разделены областью относительной устойчивости аустенита. Бейнитное превращение в легированных сталях имеет особенности по сравнению с углеродистыми сталями. В легированных сталях бейнитное превращение протекает не до конца. Часть аустенита, по-видимому, более легированная хромом, при изотермической выдержке не распадается, а при дальнейшем понижении температуры может лишь частично превращаться в мартенсит либо вообще не претерпевать превращения.

Легированная сталь в результате бейнитного превращения имеет структуру, состоящую из некоторого количества мартенсита и доли нераспавшегося аустенита.

Если сталь легирована несколькими элементами, то они могут по-разному действовать на устойчивость аустенита в перлитной и бейнитной областях. Так, в низкоуглеродистых сталях с повышенным содержанием никеля, молибдена и вольфрама, превращение в перлитной области протекает настолько медленно, что экспериментально даже не фиксируется, и на диаграмме существуют лишь линии, соответствующие бейнитному превращению. В других же сталях, например, содержащих 0,4 % С и 10...12 % Cr, в перлитной области скорость превращения велика, а в бейнитной ее зафиксировать не удается.

Легирующие элементы влияют и на степень дисперсности перлита. Так, кобальт уменьшает размеры пластин, а марганец и молибден - увеличивают. Причем, если в легированных сталях содержатся ярко выраженные карбидообразующие элементы (*Ti*, *V*, *Nb* и др.), то вместо цементита часто образуются пластины специальных карбидов (M_7C_3 , $M_{23}C_6$).

В этом случае при одинаковых переохлаждениях пластинки специальных карбидов меньше, чем пластины цементита.

Влияние легирующих элементов на кинетику перлитного превращения связано с тем, что они замедляя диффузию (пределно на 2...3 порядка), прежде всего, позволяют значительно увеличить степень переохлаждения аустенита, т. е. понизить температуру превращения $A \rightarrow P$. Кроме того, они снижают не только скорость превращения, но и скорость образования карбидов.

5.2.3. Закалка стали. Мартенситное превращение (третье основное превращение в стали)

Рассмотренное выше превращение аустенита в перлит являлось изотермическим. Такое превращение аустенита происходит при охлаждении с относительно малой скоростью. Если же скорость охлаждения увеличивается, то либо весь, либо частично аустенит не успевает превратиться в феррито-цементитную смесь. При этом оставшаяся его часть переохлаждается до точки M_n (см. рис. 72), ниже которой происходит его превращение в мартенсит. При дальнейшем увеличении скорости охлаждения превращение аустенита в феррито-цементитную смесь становится вообще невозможным, и аустенит переохлаждается до точки M_s , затем превращается в мартенсит.

Минимальная скорость охлаждения, при которой аустенит превращается только в мартенсит, называется **критической скоростью закалки**.

Для сталей различного состава критическая скорость закалки различная, наименьшую критическую скорость закалки среди углеродистых сталей, соответствующую наибольшей устойчивости аустенита, имеет эвтектоидная сталь.

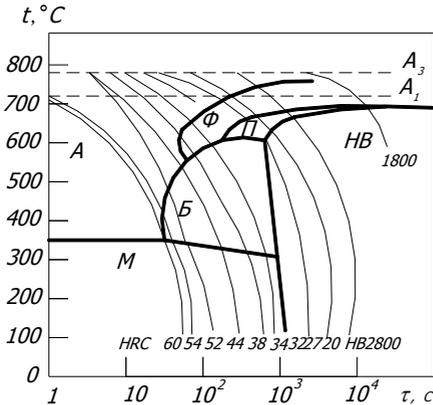


Рис. 75. Термокинетическая диаграмма для стали 45

Для определения критической скорости закалки экспериментально строят **термокинетические диаграммы** (рис. 75). Принципиальное отличие от изотермических диаграмм

превращения аустенита (рис. 72) заключается в том, что их строят в условиях непрерывного охлаждения сталей. Эти диа-

граммы позволяют предсказать тип фазового превращения и возможную структуру стали в зависимости от скорости охлаждения, поэтому их часто используют в практике термической обработки.

Что же такое мартенсит и каковы отличительные черты мартенситного превращения?

Значительный вклад в науку о природе мартенсита внесли отечественные ученые во главе с академиком Г. В. Курдюмовым.

Мартенсит - это пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе, с той же концентрацией углерода, что и в исходном аустените.

Принципиальное отличие мартенситного превращения от рассмотренного ранее перлитного состоит в том, что оно не требует изменения состава, т. е. происходит *бездиффузионно*.

Мартенситное превращение начинается при температуре, называемой мартенситной точкой M_n , и протекает в широкой области температур. Температура M_n зависит главным образом, от состава стали и в углеродистых сталях меняется от 380 °С при 0,2 % С до 120 °С при 1,6 % С. Положение мартенситной точки конца превращения M_k по мере увеличения содержания углерода в аустените непрерывно понижается и при 0,5...0,6 % С оказывается в области отрицательных температур. Это в свою очередь ведет к тому, что в структуре закаленных высокоуглеродистых сталей присутствует некоторое количество непревращенного остаточного аустенита $A_{ост}$ (рис. 76).

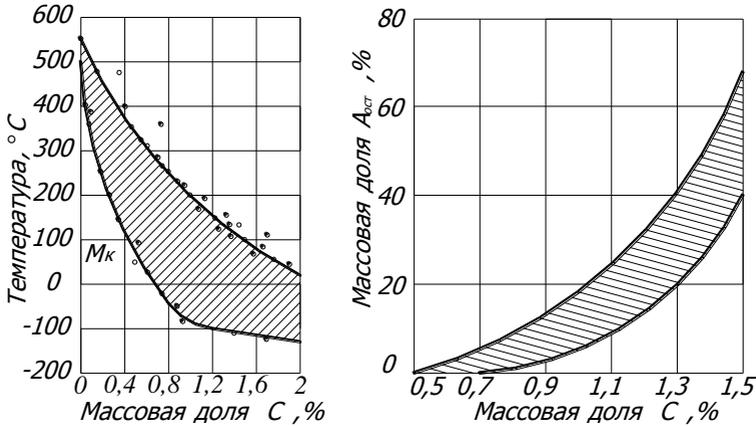


Рис. 76. Изменение температурного интервала мартенситного превращения - а (область $M_n - M_k$ заштрихованная, сплошная линия - $t_{комн}$) и массовой доли остаточного аустенита - б (возможная доля $A_{ост}$, заштрихована) от содержания углерода в стали

Легирующие элементы влияют на положение мартенситных точек и количество остаточного аустенита в закаленных сталях, причем это влияние может быть чрезвычайно сильным (рис. 77).

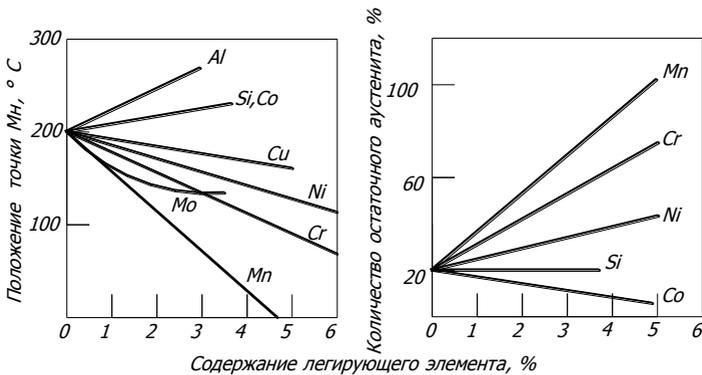


Рис. 77. Влияние легирующих элементов на температуру мартенситного превращения (а) и количество остаточного аустенита (б)

В одной и той же стали температура начала мартенситного превращения может быть повышена, а количество образовавшегося

гося мартенсита увеличено, если приложить внешние упругие напряжения, либо провести пластическую деформацию при температурах выше M_n . Температуру начала мартенситного превращения, вызванного пластической деформацией, обозначают M_d . Чем выше степень пластической деформации, тем большим будет отличие температуры M_d от M_n .

Мартенситное превращение обычно рассматривают как фазовое превращение, происходящее в однокомпонентной системе. Оно в некоторых отношениях подчиняется общим закономерностям фазовых превращений в таких системах и протекает путем зарождения в неустойчивой при данной температуре аустенитной матрице центров мартенситной фазы и их последующего роста.

При этом следует отметить, что в отличие от других фазовых превращений, когда стадия роста кристаллов занимает длительное время, мартенситное превращение протекает с огромной скоростью, не зависящей от температуры, путем практически мгновенного образования отдельных кристаллов мартенсита. Скорость роста кристаллов мартенсита близка к скорости звука (порядка 1500 м/с в металле) и время роста одного кристалла близко к 10^{-7} с.

Общий превращенный объем увеличивается за счет образования новых кристаллов, а не за счет роста уже имеющих.

По этой причине каждый кристалл мартенсита, образовавшийся при быстром непрерывном охлаждении, практически формируется при постоянной температуре, как и в обычной однокомпонентной системе. Различные кристаллы образуются при различных температурах и называются *атермическими*.

Такая скачкообразная кинетика превращения станет более понятной, если рассмотреть кратко некоторые термодинамические особенности процесса перестройки аустенита в мартенсит.

Изменение свободной энергии ΔF , происходящее при превращении аустенита в мартенсит, можно записать в виде суммы трех составляющих:

$$\Delta F = \Delta F_{00} l^2 \delta + 2\sigma l^2 + G\gamma^2 l \delta^2, \quad (42)$$

где l - длина мартенситного кристалла;
 δ - его толщина.

Первый член уравнения учитывает выигрыш объемной свободной энергии (при температуре $M_n F_{\text{март}} < F_{\text{ауст}}$), второй учитывает работу, затрачиваемую на образование поверхности, площадью $2\sigma l^2$ (толщина $\delta <$ длины l), третий член учитывает упругую энергию, запасаемую материалом при перестройке.

Скачкообразная перестройка решетки $A \rightarrow M$ при мартенситном превращении обусловлена тем, что соседние атомы не должны обмениваться местами, а лишь сдвигаться на небольшие расстояния, не превышающие атомные.

При этом между ориентацией решеток $A(\gamma)$ и $M(\alpha)$ существуют определенные соотношения. Закономерная ориентация фаз A и M обеспечивает высокие скорости перестройки решетки и обуславливает малые затраты на образование поверхности раздела, т. е. небольшие величины работы образования зародыша. Пластинчатая или иглообразная форма соответствует минимальному вкладу упругой энергии.

Соотношение этих вкладов изменяется с температурой. При прекращении охлаждения ΔF системы быстро приближается к нулю и мартенситное превращение останавливается.

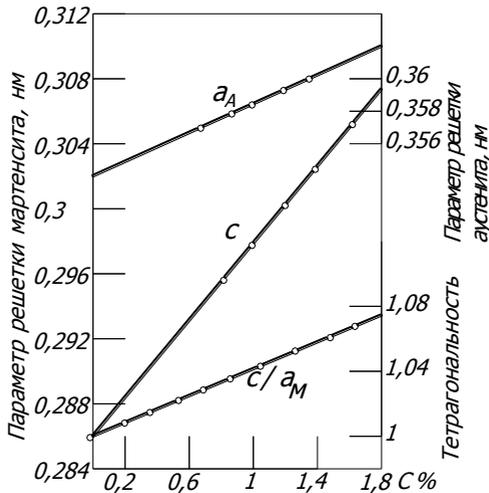


Рис. 78. Параметры мартенсита и аустенита и степень

тетрагональности решетки мартенсита в зависимости от содержания углерода

Концентрация углерода в мартенсите во много раз превышает предел его растворимости в α - решетке, поэтому решетка мартенсита искажена - она не кубическая, как у α - железа, а объемно-центрированная тетрагональная. **Степень тетрагональности (отношение осей c/a)** в углеродистых сталях зависит от содержания углерода (рис. 78), а в высоколегированных сталях - и от содержания легирующих элементов.

Мартенситное превращение наблюдается не только в сталях. Это превращение носит общий характер и наблюдается в безуглеродистых сплавах на основе железа, в сплавах на основе меди, титана, циркония и других металлов.

5.2.4. Превращения при нагреве закаленных сталей

Характер превращений при нагреве закаленной стали зависит как от самой температуры, так и от скорости нагрева.

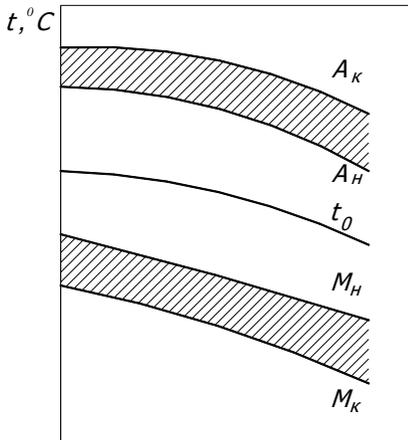
5.2.4.1 Обратное мартенситное превращение

Если закаленную на мартенсит сталь быстро нагревать до температур выше t_0 (рис. 80), то происходит обратное превращение мартенсита в аустенит. Обратное мартенситное превращение, как и прямое, происходит практически мгновенно. Количество образовавшейся аустенитной фазы растет за счет увеличения числа областей, претерпевших обратное мартенситное превращение.

Оно, как и прямое, протекает в интервале температур, но температуры и начала (A_n) и конца (A_k) превращения, сдвинуты в область более высоких значений (рис. 80).

В углеродистых сталях обратное мартенситное превращение удается наблюдать лишь при температурах ниже 100 °С, потому что при более высоких температурах в них очень быстро происходит распад мартенсита на $\Phi + Fe_3C$. Легче обратное мартенситное превращение наблюдается в легированных сталях, без-

углеродистых сплавах и сплавах на основе меди.



Концентрация легирующих элементов, %

Рис. 80. Температуры прямого $M_H - M_K$ и обратного $A_H - A_K$ мартенситного превращения в зависимости от содержания легирующих элементов в стали

5.2.4.2 Отпуск закаленных сталей (четвертое основное превращение в стали)

Отпуском называют термическую обработку, заключающуюся в нагреве закаленных сталей до температур ниже A_1 с выдержкой при данной температуре и с последующим охлаждением. Как правило, структура закаленной стали перед отпуском состоит из мартенсита и остаточного аустенита.

На первой стадии отпуска происходит перераспределение углерода, который выделяется из мартенсита и образует зародыши низкотемпературного гексагонального ϵ -карбида $Fe_{2,4}C$. Тетрагональность мартенсита при этом.

На этой стадии пластинчатые зародыши карбидной фазы когерентно связаны с кристаллами мартенсита, а концентрация углерода в различных участках неодинакова.

На второй стадии отпуска, протекающей при повышении температуры, происходит одновременно несколько процессов:

- 1) продолжается распад мартенсита;
- 2) начинается распад остаточного аустенита;
- 3) увеличивается размер частиц ϵ -карбида и происходит их перестройка в цементит Fe_3C .

Сток углерода из кристаллов мартенсита и рост зародышей карбида приводят к росту напряжений на границе раздела фаз, вследствие повышения различий периодов решеток карбида и тетрагонального мартенсита. **Когерентность (сопряжение)** кристаллов этих двух фаз нарушается, и частицы карбида начинают обособляться. Вследствие притока углерода к частицам карбида, их состав на этой стадии уже соответствует не $Fe_{2,4}C$, а Fe_3C и, следовательно, гексагональная решетка должна перейти в орторомбическую. Это также способствует нарушению когерентности взаимодействующих фаз.

Распад остаточного аустенита на второй стадии отпуска аналогичен бейнитному. На этой стадии образуется смесь низкоуглеродистого мартенсита и мелкодисперсных карбидов. Утрата когерентности вызывает снижение напряжений второго рода и увеличение напряжений первого рода и объема образца.

На третьей стадии отпуска заканчивается выделение углерода из мартенсита. Кристаллы мартенсита превращаются в кристаллы феррита с содержанием углерода $\leq 0,02\%$, соответствующим его равновесной растворимости. Частицы цементита на этой стадии продолжают расти, и становятся полностью **некогерентными**. Такую структуру называют обычно **трооститом отпуска**. Оба процесса на этой стадии способствуют уменьшению микронапряжений первого и второго родов.

Все три стадии отпуска связаны с диффузией и поэтому завершение процессов, соответствующих трем стадиям отпуска, зависит от скорости нагрева. С ее увеличением температурные границы интервалов осуществления этих стадий смещаются в область более высоких температур.

5.2.5. Влияние легирующих элементов на процесс отпуска сталей

В легированных сталях, по сравнению с углеродистыми, вторая и третья стадии отпуска происходят при более высоких температурах.

Происходит это потому, что почти все легирующие элементы (*Cr, Mn, Si, W, Mo, Co* и др.) увеличивают силы связи в твердых растворах и затрудняют диффузионное перераспределение

элементов. Кроме того, карбидообразующие элементы, имеющие большое химическое сродство к углероду (*Ti, Nb, V, W, Mo, Cr* и др.), уменьшают скорость диффузии углерода и замедляют образование карбидов.

В легированных сталях распад мартенсита завершается при 450...500 °С.

Тип карбидов, образующихся в легированных сталях при отпуске, зависит от температуры. При температурах до 400 °С диффузия легирующих элементов затруднена.

При этих температурах преимущественно образуются карбиды железа, при более высоких - специальные карбиды (те, в состав которых входят легирующие элементы) - M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C , MC . В сталях, содержащих примерно 1 % *Cr*, выделение специальных карбидов происходит при температурах 500...525 °С, в сталях легированных молибденом (~ 0,8 %) - при 575...600 °С.

В легированных сталях замедлена коагуляция специальных карбидов, поэтому указанный процесс протекает при более высоких температурах (600...680 °С).

Превращение остаточного аустенита при отпуске легированных сталей также замедляется и смещается в область более высоких температур (400...550 °С). Кроме того, в сталях с высоким содержанием карбидообразующих легирующих элементов, при распаде аустенита выделяется не цементит, а специальные карбиды, аустенит становится менее легированным и поэтому при последующем его охлаждении от температур отпуска он может претерпеть мартенситные превращения.

5.2.6. Влияние отпуска на механические свойства сталей

Описанные выше изменения структуры сталей при отпуске приводят к значительному изменению их механических свойств.

Общей тенденцией изменения свойств в стали при отпуске является снижение ее прочностных характеристик (твердости *HB*, $\sigma_{0,2}$, σ_B) и повышение пластических (δ , ψ). Причем, во всех трех интервалах отпуска суммарное изменение механических свойств обусловлено рядом структурных факторов, действующих

щих часто в противоположных направлениях. Так, например, снижение тетрагональности мартенсита приводит к снижению прочностных характеристик и увеличению пластических. Однако происходящее при этом выделение мелкодисперсных карбидов, особенно некогерентно связанных с мартенситными кристаллами, или образование вместо однофазного остаточного аустенита, областей с гетерогенной феррито-карбидной в углеродистых, или мартенситно-карбидной структурой в легированных сталях, повышает прочностные и снижает пластические характеристики. Конечный результат зависит от соотношения вкладов действующих факторов. Причиной различий действия указанных структур на свойства, является различие в сопротивлении движению дислокаций.

Так, в однофазных областях остаточного аустенита и слабо искаженных кристаллах мартенсита отпуска (с меньшей тетрагональностью), дислокации движутся легче, их пробег от одного препятствия до другого - больше. А известно, что именно средняя длина пробега дислокаций определяет пластические характеристики (чем она больше, тем выше пластичность). Выделение когерентно-связанных с мартенситом мелкодисперсных частиц карбидов значительного повышения сопротивления движению дислокаций не оказывает, и дислокации могут перерезать указанные пластинки.

Когда же размеры карбидов увеличиваются, они становятся некогерентными и движение дислокаций у карбидов тормозится.

Для дальнейшего их движения требуется приложить большие напряжения, прочностные характеристики сталей с такой структурой увеличиваются.

Зависимость механических свойств стали с 0,7 % C от температуры отпуска приведена на рис. 81.

В них твердость ***HB***, **$\sigma_{0,2}$** , **σ_B** практически монотонно снижаются с ростом температуры, а **δ** и **ψ** монотонно растут.

В сталях с высоким содержанием углерода в интервале температур второго превращения при отпуске твердость зависит от количества остаточного аустенита и снижается медленнее с ростом температуры. В легированных сталях, содержащих значи-

тельное количество карбидообразующих элементов, при температурах 500...550 °С твердость не только не снижается, но даже растет, что обусловлено выделением специальных карбидов.

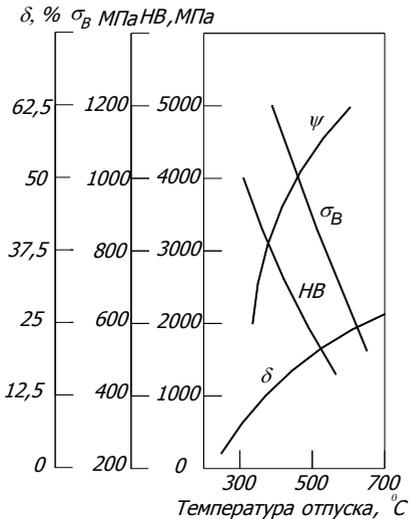


Рис. 81. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали У7

В сталях различают **низкий отпуск** (с нагревом до 250 °С), **средний** (350...500 °С) и **высокий** (500...650 °С). Каждый из этих видов отпуска, создавая описанные выше структуры, устраняет частично или полностью остаточные напряжения, возникшие при закалке. Для полного снятия напряжений рекомендуется применять высокий отпуск.

Пластические характеристики легированных сталей δ и ψ с повышением температуры отпуска растут. Ударная же вязкость (**КС**), с ростом температуры отпуска изменяется немонотонно.

При низких температурах отпуска (200...250 °С) ударная вязкость растет (для закаленных сталей она низкая).

Для всех легированных конструкционных сталей имеется два температурных интервала, в которых с ростом температуры отпуска ударная вязкость не растет, а падает. Первый интервал соответствует температурам 250...350 °С, а второй — температурам 500...550 °С. Явление снижения ударной вязкости при отпуске получило название **отпускной хрупкости**.

Различают два вида отпускной хрупкости.

Отпускная хрупкость I рода (необратимая) наблюдается при 250...350 °С и повторным нагревом не устраняется. Для ее устранения требуется нагрев до температур выше 400 °С, снижающий прочностные характеристики. Хрупкость при отпуске в интервале 250...350 °С связана с неоднородным по объему рас-

падом мартенсита.

Обратимая отпускная хрупкость II рода наблюдается при отпуске легированных сталей и при их длительном пребывании в интервале температур 500...550 °С. Если охлаждение после отпуска проводить быстро, то отпускная хрупкость не появляется.

Наиболее вероятной причиной появления обратимой отпускной хрупкости является образование карбидов по границам зерен и адсорбция на границах зерен фосфора, серы и других элементов, приводящая к более легкому зарождению трещин.

Обратимая отпускная хрупкость может быть устранена повторным нагревом до 600...650 °С и быстрым охлаждением.

Термическую обработку, заключающуюся в закалке и последующем высоком отпуске, называют **улучшением**.

5.2.7. Термомеханическая обработка сталей

Важным способом повышения механических свойств стали является **термомеханическая обработка**. Суть ее заключается в том, что перед проведением изотермической закалки стали, ее подвергают деформации. Наклепанный аустенит имеет много дефектов. В результате его закалки образуется тонкодисперсная структура с высокой вязкостью. Поскольку аустенит сохраняется некоторое время и при низких температурах, то деформацию можно проводить и при пониженных температурах, т. е. в области 400...600 °С. Такую обработку в отличие от **высокотемпературной механической обработки (ВТМО)** называют **низкотемпературной термомеханической обработкой (НТМО)**.

ВТМО повышает прочность до $\sigma_B = 2200...3000$ МПа и вязкость до 0,60...0,65 МДж/м². Кроме того, ВТМО устраняет отпускную хрупкость.

При обработке стали по способу НТМО σ_B достигает 2800...3000 МПа.

5.2.8. Отпуск закаленных сплавов (старение)

Старение давно и широко используют в практике для полу-

чения материалов с определенным комплексом свойств (прочностных, магнитных, электрических и др.).

Старением называют фазовый распад сплавов, в которых содержание элементов превышает равновесное для данной температуры. Получение таких пересыщенных твердых растворов после закалки возможно для сплавов с уменьшающейся при понижении температуры растворимостью в твердом состоянии (рис. 82).

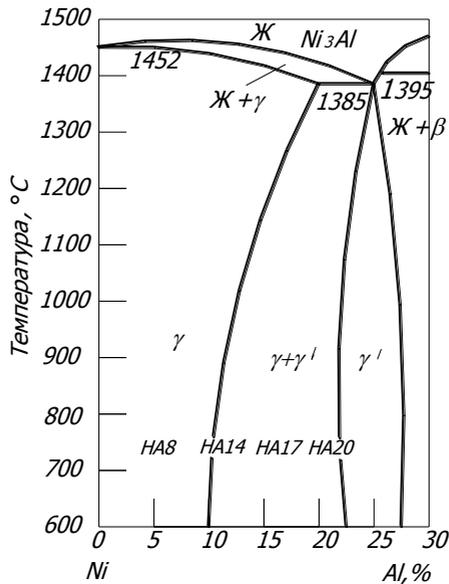


Рис. 82. Диаграмма состояния сплавов системы $Ni - Al$ (HA8 и другие промышленные сплавы, соответствующего состава)

Имеется большое число сплавов на основе железа, никеля, кобальта, алюминия, меди, титана и других металлов, для которых характерно старение. Распад пересыщенных твердых растворов сопровождается диффузионным перераспределением элементов и образованием зародышей новых фаз и их ростом.

Процесс распада пересыщенных твердых растворов во многих сплавах протекает в несколько стадий, причем их число тем больше, чем выше степень пересыщения.

Старение может протекать как при комнатной температуре,

такое *старение* называют *естественным*, так и при повышенных температурах (*искусственное старение*). Естественное старение наблюдается в сплавах на основе легкоплавких элементов (алюминиевых, магниевых и др.).

Распад пересыщенных твердых растворов подчиняется общим закономерностям, характерным для диффузионных фазовых превращений. Особенностью описания таких превращений является необходимость учета вклада упругой энергии, обычно обусловленной когерентным формированием новых фаз.

Распад пересыщенных твердых растворов, как правило, осуществляется либо гомогенным, либо гетерогенным зарождением фаз. В первом случае зародыши новой фазы образуются во всем объеме пересыщенного твердого раствора, во втором - преимущественно на дефектах кристаллического строения (границах зерен, блоках, дислокациях, дефектах упаковки и т. п.) различного рода.

При гетерогенном распаде состав и структура вновь образующихся зародышей практически сразу соответствуют составу равновесной фазы, и дальнейший распад протекает лишь за счет роста этих областей.

В случае гомогенного зарождения новых фаз в пересыщенном твердом растворе (в большинстве случаев) сначала появляются зародыши метастабильных фаз.

При образовании зародышей новой фазы состав пересыщенного твердого раствора постепенно обедняется и приближается к составу равновесного для данной температуры твердого раствора. Такой обедненный твердый раствор в стареющих сплавах называется *матрицей*.

Предельное количество вновь образующейся при старении фазы находится в соответствии с диаграммой состояния и определяется по правилу рычага. В зависимости от температуры старения и состава сплавов время выделения фазы может изменяться от нескольких минут до сотен часов.

Кристаллические решетки выделяющихся фаз могут быть как одинаковыми с решеткой распадающихся пересыщенных твердых растворов (*изоморфные фазы*), так и отличающимися от исходных (*неизоморфные фазы*).

Образующиеся в результате распада пересыщенных твердых

размером 1,5...3,0 нм по толщине и 20...30 нм, а иногда и 100 нм в диаметре происходит упорядочение в расположении атомов меди и алюминия. Решетка еще остается такой же, как у матрицы, хотя из-за когерентной связи в ней возникают тетрагональные искажения (рис. 83, б).

При дальнейших выдержках из зон *ГПБ - II* образуются частицы θ' - фазы, соответствующие по составу равновесной фазе CuAl_2 , но с тетрагональной решеткой.

В зависимости от температуры и времени старения толщина частиц θ' - фазы меняется от 10 до 15 нм, а диаметр - от 10 до 600 нм. Следует отметить, что θ' - фаза образуется не только из зон *ГПБ - II*, но может зарождаться непосредственно из твердого раствора на дефектах кристаллического строения. Предпоследней стадией процесса распада в алюминиево-медных сплавах является образование равновесной фазы CuAl_2 путем перестройки тетрагональной решетки θ' фазы в орторомбическую, с полным нарушением когерентной связи с матрицей.

Последняя стадия процесса распада в алюминиево-медном сплаве заключается в коагуляции частиц, т. е. росте одних частиц за счет других при, практически полном, сохранении объема выделившейся фазы.

Следует отметить, что укрупнение частиц равновесной фазы всегда является заключительной стадией старения.

Образование дисперсных частиц вызывает значительное упрочнение сплавов, называемое *дисперсионным твердением*. Возрастание прочности, как правило, сопровождается снижением пластичности.

На свойства оказывает влияние большое число факторов (размер частиц выделяющихся фаз, их форма, объемная доля, химический состав, характер сопряженности с матрицей - когерентный или некогерентный и т. п.).

В зависимости от температуры и времени старения происходят различные изменения свойств, представляемые диаграммами механические свойства - время старения, либо механические свойства - размер частиц (рис. 84) и т.п.

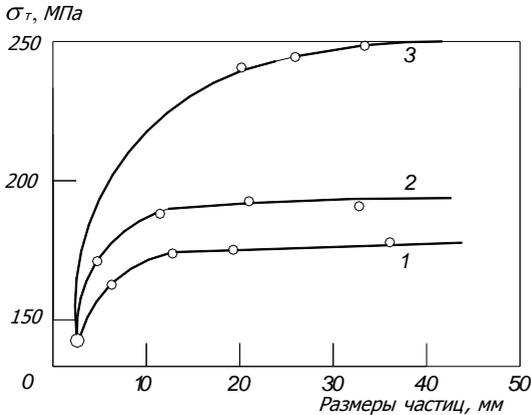


Рис. 84. Зависимость предела текучести сплавов *Ni – Al* от режима старения при 750 °С (от размеров частиц):
1-3 - сплавы с различной объемной долей частиц f ($f_1 < f_2 < f_3$)

Из данных, приведенных на рисунке, следует, что упрочнение сначала возрастает затем, когда объемная доля частиц перестает изменяться и идет лишь рост их размеров, величина сохраняется практически постоянной и лишь при нарушении когерентной связи частиц с матрицей прочность начинает снижаться.

В зависимости от состава сплава и температуры старения не все стадии на кривой могут быть так отчетливо выражены, либо вообще последняя часть кривой (снижение свойств) не наблюдается.

Контрольные вопросы к главе 5

1. Механизм образования аустенита при нагреве стали.
2. Каковы механизмы и температурные районы образования структур перлитного типа (перлита, сорбита, троостита) и бейнита?
3. В чем различие между перлитом, сорбитом и трооститом?
4. Что такое мартенсит и в чем сущность и особенности мартенситного превращения?
5. Что такое критическая скорость закалки?
6. От чего зависит количество остаточного аустенита?

7. В чем сущность превращений, происходящих при отпуске?
8. Что такое коагуляция и как изменяются структура и свойства стали в связи с коагуляцией карбидной фазы при отпуске?
9. Чем отличаются структуры троостита, сорбита и перлита отпуска от одноименных структур, образующихся при распаде переохлажденного аустенита?
10. Каково практическое значение термокинетических диаграмм?
11. Как влияют легирующие элементы на перлитное превращение?
12. Как влияют легирующие элементы на мартенситное превращение?
13. Как протекает промежуточное превращение в легированной стали?
14. Как влияют легирующие элементы на превращения при отпуске?
15. В чем сущность явления отпускной хрупкости?
16. Как можно устранить отпускную хрупкость второго рода?

Глава 6

ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

При разработке технологического режима термической обработки необходимо установить температуру и допустимую скорость нагрева, время выдержки, характер среды, в которой должен осуществляться нагрев, условия охлаждения от высоких температур.

Рассмотрим лишь основные виды термической обработки (*отжиг, закалку, отпуск, нормализацию*).

6.1. Отжиг стали

Различают два вида отжига: *отжиг первого рода* и *отжиг второго рода*.

6.1.1. Отжиг I рода

Отжиг I рода в зависимости от исходного состояния стали и температуры его выполнения может включать процессы гомогенизации, рекристаллизации, снижения твердости и снятия остаточных напряжений. *Характерная особенность этого вида отжига в том, что указанные процессы происходят независимо от того, протекают ли в сплавах при этой обработке фазовые превращения (в железоуглеродистых сплавах - $\alpha \leftrightarrow \gamma$) или нет.* Поэтому отжиг I рода проводят при температурах выше или ниже температур фазовых превращений (критических точек A_1 и A_3 в железоуглеродистых сплавах).

Этот вид обработки в зависимости от температурных условий для его выполнения устраняет химическую или физическую неоднородность, созданную предшествующими обработками.

Гомогенизация (диффузионный отжиг)

Диффузионному отжигу подвергают слитки легированной стали с целью уменьшения дендритной или внутрикристаллитной ликвации, повышающей склонность стали к хрупкому разрушению, к анизотропии свойств.

Дендритная ликвация понижает пластичность, и вязкость легированной стали, способствует возникновению таких дефектов, как шиферность (слоистый излом) и флокены (тонкие внутренние трещины, наблюдаемые в изломе в виде светлых овальных пятен).

Поэтому слитки и крупные отливки нередко подвергают гомогенизирующему или диффузионному отжигу. Нагрев при диффузионном отжиге должен быть до высоких температур 1100...1200 °С, так как только в этом случае более полно протекают диффузионные процессы, необходимые для выравнивания в отдельных объемах состава стали. Диффузия наиболее интенсивно протекает в начале выдержки, заметно снижаясь с течением времени. Поэтому во избежание образования большого количества окалина, уменьшения расхода топлива и увеличения производительности печей выдержка должна быть минималь-

ной, но, обычно не менее 15...20 ч. После выдержки металл охлаждают до 800...820 °С в печи, а далее на воздухе.

Во многих случаях для уменьшения дендритной ликвации не проводят специального диффузионного отжига, а выполняют более высокий и длительный нагрев для горячей деформации.

В результате диффузионного отжига получается крупное зерно. Этот недостаток устраняется при последующей обработке слитка давлением или в процессе последующей термической обработки.

Рекристаллизационный отжиг

Под рекристаллизационным отжигом понимают нагрев холоднодеформированной стали выше температуры начала рекристаллизации, выдержку при этой температуре с последующим охлаждением. Этот вид отжига чаще применяют как промежуточную операцию для снятия наклепа между операциями холодного деформирования. Температура отжига для достижения рекристаллизации по всему объему и сокращения времени процесса превышает температуру порога рекристаллизации. Для углеродистых сталей с 0,08...0,2 % С, чаще подвергаемых холодной деформации (прокатке, штамповке, волочению), температура отжига находится в интервале 680...700 °С. Отжиг калиброванных прутков (холодная протяжка) из высокоуглеродистой легированной стали (хромистой, хромокремнистой и др.) проводят при 680...740 °С в течение 0,5...1,5 ч.

Кроме рекристаллизации феррита при отжиге стали могут протекать коагуляция и сфероидизация цементита, при этом повышается пластичность, что облегчает обработку давлением.

Высокий отпуск (для уменьшения твердости)

После горячей механической обработки сталь чаще имеет мелкое зерно и удовлетворительную микроструктуру, поэтому не требуется фазовой перекристаллизации (отжига).

Однако вследствие ускоренного охлаждения после прокатки или другой горячей обработки легированные стали имеют неравновесную структуру - сорбит, троостит, бейнит или мар-

тенсит - и, как следствие этого, высокую твердость. Для снижения твердости на металлургических заводах сортовой прокат подвергают высокому отпуску при 650...700 °С (несколько ниже точки A_1) в течение 3...15 ч и последующему охлаждению. При нагреве до указанных температур происходят процессы распада мартенсита и (или) бейнита, коагуляция и сфероидизация карбидов и в итоге снижается твердость. Углеродистые стали подвергают высокому отпуску в тех случаях, когда они предназначены для обработки резанием, холодной высадкой или волочения. Высокий отпуск снижает твердость до требуемых значений и обеспечивает оптимальную для обработки резанием микроструктуру - феррит и смесь зернистого и пластинчатого перлита. После высокотемпературного отпуска дозвтектоидная сталь лучше обрабатывается резанием, чем после полного отжига, когда структура - обособленные участки феррита и перлита. Структурно свободный феррит налипает на кромку инструмента, ухудшает качество поверхности изделия, снижает теплоотдачу, и поэтому снижает скорость резания и стойкость инструмента. Для высоколегированных сталей, у которых практически не отмечается перлитного превращения, высокий отпуск является единственной термической обработкой, позволяющей снизить их твердость.

Отжиг для снятия остаточных напряжений

Этот вид отжига применяют для отливок, сварных изделий, деталей после обработки резанием и др., в которых в процессе предшествующих технологических операций из-за неравномерного охлаждения, неоднородной пластической деформации и т. п. возникли остаточные напряжения.

Остаточные напряжения могут вызвать изменение размеров, коробление и поводку изделия в процессе его обработки (например, резанием), эксплуатации или хранения. При резании за счет удаления части металла происходит нарушение равновесия остаточных напряжений, влекущих за собой деформацию изделия. Изменение размеров в процессе хранения связано с перераспределением остаточных напряжений при их релаксации. Отжиг стальных изделий для снятия напряжений проводят при

температуре 160...700 °С с последующим медленным охлаждением. Например, многие детали прецизионных станков (ходовые винты, высоконапряженные зубчатые колеса, червяки и др.) нередко проходят отжиг (отпуск) при 570...600 °С в течение 2...3 ч после основной механической обработки и при 160...180 °С 2...2,5 ч после окончательной механической обработки для снятия шлифовочных напряжений. Отжиг для снятия сварных напряжений проводится при 650...700 °С.

Остаточные напряжения снимаются и при проведении других видов отжига, например, рекристаллизационного, с фазовой перекристаллизацией, а также при отпуске (особенно высоком) закаленной стали.

6.1.2. Отжиг II рода (фазовая перекристаллизация)

Отжиг II рода заключается в нагреве стали до температур выше точек A_{C3} или A_{Cm} , выдержке и, как правило, последующем медленном охлаждении. В процессе нагрева и охлаждения в этом случае протекают фазовые превращения ($\gamma \leftrightarrow \alpha$ - превращение), определяющие структуру и свойства стали.

После отжига углеродистой стали получают структуры близкие к равновесным, указанным на диаграмме состояния $Fe - Fe_3C$: феррит + перлит в доэвтектоидных сталях; перлит в эвтектоидной стали; перлит и вторичный цементит в заэвтектоидных сталях. После отжига сталь имеет низкую твердость и прочность при высокой пластичности. При фазовой перекристаллизации измельчается зерно, и устраняются видманштеттова структура и строчечность, вызванная ликвацией, и другие неблагоприятные структуры стали. В большинстве случаев отжиг является подготовительной термической обработкой: отжигу подвергают отливки, поковки, сортовой и фасонный прокат, трубы, горячекатаные листы и т. д. Понижая прочность и твердость, отжиг облегчает обработку резаньем средне- и высокоуглеродистой стали. Измельчая зерно, снимая внутренние напряжения и уменьшая структурную неоднородность, отжиг способствует повышению пластичности и вязкости по сравнению со свойствами, полученными после литья,ковки и прокат-

ки. В некоторых случаях (например, для многих крупных отливок) отжиг является окончательной термической обработкой.

Различают следующие виды отжига: полный, изотермический и неполный.

Полный отжиг заключается в нагреве доэвтектоидной стали на $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ выше температуры, соответствующей точке $A_{с3}$, выдержке при этой температуре для полного прогрева и завершения фазовых превращений в объеме металла и последующем медленном охлаждении (рис. 85, б, кривая 1).

При нагреве до температуры выше точки A_3 на $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ образуется аустенит, характеризующийся мелким зерном, поэтому при охлаждении возникает мелкозернистая структура (рис. 85, а), обеспечивающая высокую вязкость и пластичность, и возможность достижения высоких свойств после окончательной термической обработки.

Чрезмерное повышение температуры нагрева выше точки A_3 вызывает рост зерна аустенита, что ухудшает свойства стали.

Время нагрева и продолжительность выдержки при заданной температуре зависят от типа нагревательной печи, способа укладки изделий в печь, от высоты садки, типа полуфабриката (лист, сортовой прокат и т.д.).

Для защиты металла от окисления и обезуглероживания на металлургических заводах все шире применяются защитные (контролируемые) атмосферы. Защитная атмосфера составляет так, чтобы при химическом равновесии в печи обезуглероживающее и окислительное воздействие O_2 , CO_2 и H_2O на сталь уравновешивалось восстанавливающим воздействием CO и CH_4 . В этом случае атмосфера выполняет защитные функции.

На металлургических заводах чаще применяют экзотермическую атмосферу **PCO-09**, получаемую путем почти полного сжигания природного газа (коэффициент избытка воздуха $\alpha = 0,9$), нередко с добавкой $1...2\%$ по объему природного газа **CH₄**. Состав атмосферы: **2 % CO, 2 % H₂, 96 % N₂**.

Медленное охлаждение должно обеспечить распад аустенита при малых степенях переохлаждения (см. рис. 85, б), чтобы избежать образования излишне дисперсной ферритно-карбидной структуры и свойственной ей более высокой твердости.

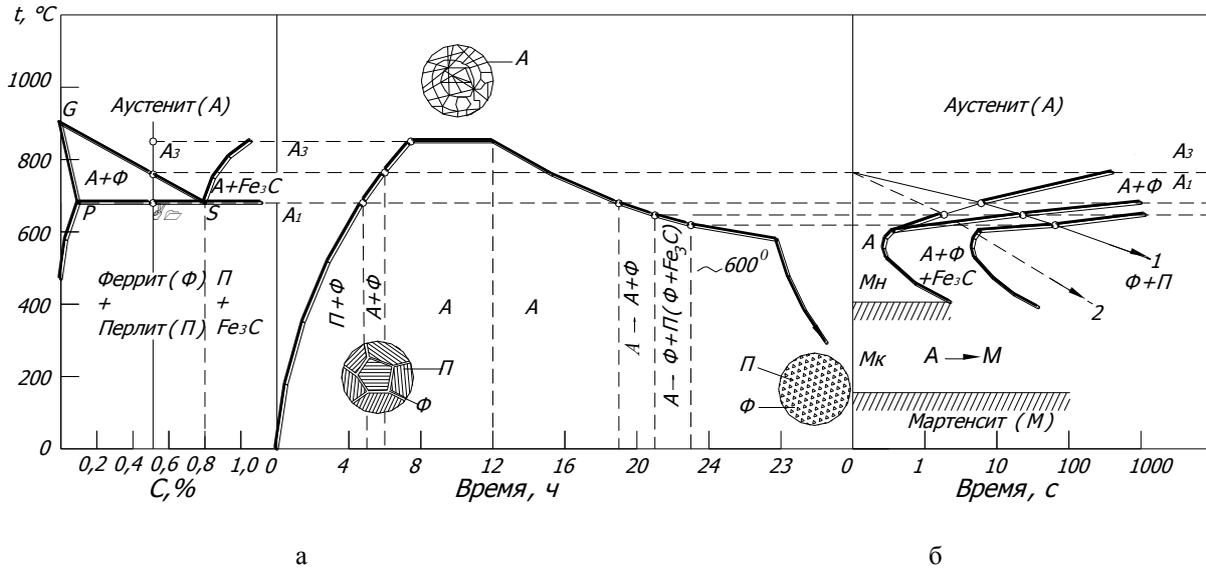


Рис. 85. Схема полного отжига (а) и изотермическая диаграмма распада аустенита (б) углеродистой стали: 1 - охлаждение при отжиге; 2 - охлаждение при нормализации

Скорость охлаждения при отжиге зависит от устойчивости переохлажденного аустенита, а, следовательно, от состава стали. Чем больше устойчивость аустенита в области температур перлитного превращения, тем медленнее должно быть охлаждение.

Поэтому легированные стали, обладающие высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, охлаждаются значительно медленнее (чаще со скоростью $40 \dots 60 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{ч}$), чем углеродистые, скорость охлаждения, которых составляет $100 \dots 150 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{ч}$.

После распада аустенита в перлитной области дальнейшее охлаждение можно ускорять и выполнять даже на воздухе.

Если отжиг предназначен и для снятия напряжений, например, в отливках сложной конфигурации, медленное охлаждение с печью проводят почти до комнатной температуры.

Полному отжигу подвергают сортовой прокат из стали с $0,3 \dots 0,4 \text{ } \%$ С, поковки и фасонные отливки.

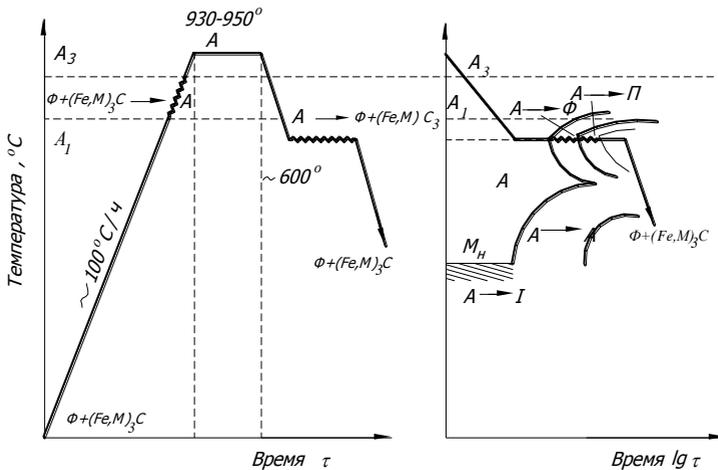


Рис. 86. Схема изотермического отжига стали

Изотермический отжиг (рис. 86, а) состоит обычно в нагреве легированной стали, как и для полного отжига, и в сравнительно быстром охлаждении до температуры, лежащей ниже точки A_1 (обычно $660 \dots 680 \text{ } ^\circ\text{C}$). При этой температуре назнача-

ют изотермическую выдержку 3...6 ч, необходимую для полного распада аустенита, после чего следует охлаждение на воздухе.

Одно преимущество изотермического отжига - в сокращении длительности процесса, особенно для легированных сталей, которые для заданного снижения твердости приходится охлаждать очень медленно. Для наибольшего ускорения процесса температуру изотермической выдержки выбирают близкой к температуре минимальной устойчивости переохлажденного аустенита в перлитной области (рис. 86, б).

Другое преимущество изотермического отжига заключается в получении более однородной ферритно-перлитной структуры; при изотермической выдержке температура по сечению изделия выравнивается, и превращение по всему объему стали происходит при одинаковой степени переохлаждения. Для некоторого укрупнения зерна и улучшения обработки резанием температуру отжига принимают 930...950 °С.

Изотермическому отжигу чаще подвергают поковки (штамповые заготовки) и сортовой прокат из легированной цементуемой стали небольших размеров.

Пружинную (канатную) проволоку из стали, содержащей 0,65...0,9 % С, перед холодным волочением подвергают изотермической обработке - *патентированию*. Для патентирования проволоку нагревают для получения однородного аустенита, а затем пропускают через расплавленную соль температурой 450...550 °С. В результате изотермического распада аустенита образуется тонкопластинчатый троостит или сорбит. Такая структура позволяет при холодной протяжке давать большие обжатия (более 75 %) без обрывов и после заключительного холодного волочения получить высокую прочность ($\sigma_B = 2000...2250$ МПа).

Неполный отжиг отличается от полного тем, что сталь нагревают до более низкой температуры (немного выше точки A_1). Неполный отжиг доэвтектоидных сталей применяют для улучшения обрабатываемости их резанием. При неполном отжиге происходит частичная перекристаллизация стали - вследствие перехода перлита в аустенит. Избыточный феррит лишь частично превращается в аустенит. Такой отжиг конструкционных легированных сталей проводится при 750...770 °С с после-

дующим охлаждением со скоростью 30...60 °С/ч (чем выше легированность стали, тем медленнее охлаждение) до 600 °С, далее на воздухе.

Неполный отжиг широко применяют для заэвтектоидных углеродистых и легированных сталей. В этих сталях проводят нагрев до температуры лишь немного выше точки A_1 (обычно на 10...30 °С), что вызывает практически полную перекристаллизацию и позволяет получить зернистую (сферическую) форму перлита взамен пластинчатой. Такой отжиг называют *сфероидизацией*. Стали, близкие к эвтектоидному составу, имеют узкий интервал температур нагрева (750...760 °С) для отжига на зернистый цементит, для заэвтектоидных углеродистых сталей интервал расширяется до 770...790 °С. Легированные заэвтектоидные стали для получения зернистых карбидов можно нагревать до более высоких температур и в более широком интервале (770...820 °С).

Охлаждение при сфероидизации медленное. Оно должно обеспечить распад аустенита на ферритно-карбидную структуру, сфероидизацию и коагуляцию образовавшихся карбидов при охлаждении до 620...680 °С. Чаще применяют изотермический отжиг, требующий меньше времени. В этом случае сталь медленно охлаждают (30...50 °С/ч) до 620...680 °С. Выдержка при постоянной температуре, необходимая для распада переохлажденного аустенита и коагуляции карбидов, составляет 1...3 ч в зависимости от массы отжигаемого металла. Последующее охлаждение проводят на воздухе.

Сталь с зернистым перлитом имеет более низкую твердость, прочность и соответственно более высокие значения относительного удлинения и сужения.

Например, эвтектоидная сталь с пластинчатым перлитом имеет твердость $HB = 2300$ МПа, а с зернистым перлитом - 1700 МПа и соответственно σ_B 820 и 630 МПа, относительное удлинение 15 и 20 %. После отжига на зернистый перлит эвтектоидные и заэвтектоидные стали обладают наилучшей обрабатываемостью резанием, т. е. возможно применение больших скоростей резания и достигается высокая чистота поверхности.

Отжигу на зернистый перлит подвергают также тонкие листы и прутки из низко- и среднеуглеродистой стали перед хо-

лодной штамповкой или волочением для повышения пластичности.

Отжиг нормализационный (нормализация) заключается в нагреве доэвтектоидной стали до температуры, превышающей точку $A_{сз}$ на 40...50 °С, заэвтектоидной стали до температуры выше точки $A_{сг}$ также на 40...50 °С, непродолжительной выдержки для прогрева садки и завершения фазовых превращений и охлаждения на воздухе. Нормализация вызывает полную фазовую перекристаллизацию стали и устраняет крупнозернистую структуру, полученную при литье при прокатке, ковке или штамповке. Нормализацию широко применяют для улучшения свойств стальных отливок вместо закалки и отпуска.

Ускоренное охлаждение на воздухе (см. рис. 85, б, кривая 2) приводит к распаду аустенита при более низких температурах, что повышает дисперсность ферритно-цементитной структуры и увеличивает количество перлита или, точнее, сорбита или троостита. Это повышает прочность и твердость нормализованной средне- и высокоуглеродистой стали по сравнению с отожженной. Нормализация горячекатаной стали повышает ее сопротивление хрупкому разрушению, что характеризуется снижением порога хладноломкости и повышением работы развития трещины. Назначение нормализации различно в зависимости от состава стали. Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо отжига. При повышении твердости нормализация обеспечивает большую производительность при обработке резанием и получение более чистой поверхности. Для отливок из среднеуглеродистой стали нормализацию с высоким отпуском применяют вместо закалки и высокого отпуска. В этом случае механические свойства несколько ниже, но детали будут подвергнуты меньшей деформации по сравнению с получаемой при закалке, и вероятность появления трещин практически исключается.

Нормализацию с последующим высоким отпуском (600...650 °С) часто используют для исправления структуры легированных сталей вместо полного отжига, так как производительность и трудоемкость этих двух операций выше, чем одного отжига.

6.2. Закалка

Закалка заключается в нагреве стали до температуры выше критической точки A_{C3} для доэвтектоидной и A_{C1} - для заэвтектоидной сталей или температуры растворения избыточных фаз, в выдержке и последующем охлаждении со скоростью превышающей критическую (рис. 87). Закалка является окончательной операцией термической обработки. Чтобы уменьшить хрупкость и напряжения, вызванные закалкой, и получить требуемые механические свойства, сталь после закалки обязательно подвергают отпуску.

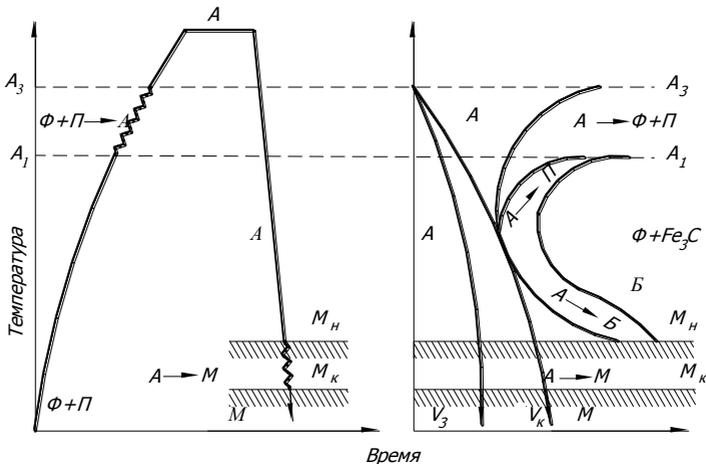


Рис. 87. Схема закалки доэвтектоидной стали:

а - схема закалки; *б* - диаграмма изотермического распада аустенита доэвтектоидной стали с указанием скорости охлаждения при закалке v_3 и критической скорости закалки v_k : *А* - аустенит; *Б* - бейнит; *Ф* - феррит; *М* - мартенсит

Инструментальную сталь в основном подвергают закалке и отпуску для повышения твердости, износостойкости и прочности, а конструкционную сталь - для повышения прочности, твердости, получения достаточно высокой пластичности и вязкости, а для ряда деталей также и высокой износостойкости.

6.2.1. Выбор температуры заковки

Дозэвтектоидные стали нагревают до температуры на 30...50 °С выше точки A_{C3} (рис. 88). В этом случае сталь с исходной структурой перлит + феррит при нагреве приобретает аустенитную структуру, которая при последующем охлаждении со скоростью выше критической превращается в мартенсит.

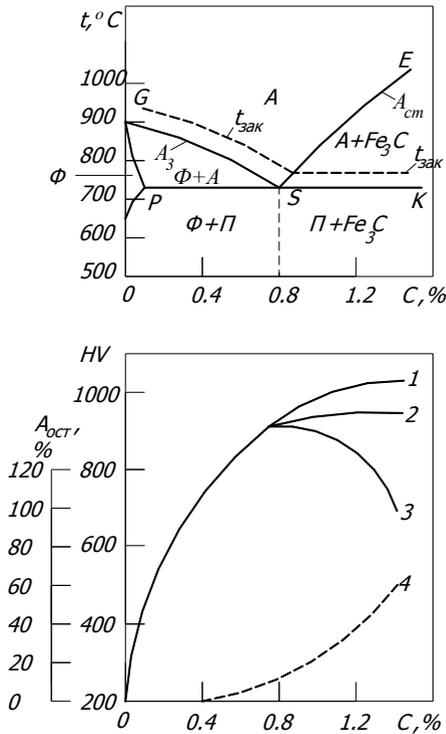


Рис. 88. Диаграмма состояния $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$ с нанесенными температурами нагрева для заковки сталей (а) и зависимости твердости и количества остаточного аустенита стали после заковки с различных температур от содержания углерода (б):

1 - мартенсит; 2 - заэвтектоидная сталь, закаленная от температуры $A_1 + 20...30^\circ\text{C}$; 3 - заэвтектоидная сталь, закаленная от температуры $A_{Cm} + 20...30^\circ\text{C}$; 4 - количество остаточного аустенита ($A_{\text{ост}}$) после заковки от температуры $A_3 + 20...30^\circ\text{C}$ (дозэвтектоидная сталь) и $A_{Cm} + 20...30^\circ\text{C}$ (заэвтектоидная сталь)

Закалку от температур, соответствующих межкритическому интервалу ($A_{C3} - A_{C1}$), применяют только для листовой низколегированной низкоуглеродистой стали для получения структуры феррита с небольшими участками мартенсита (20...30 %), обеспечивающей хорошие механические свойства и штампуемость. Во всех других случаях закалка доэвтектоидных сталей из межкритического интервала температур не применяется, так как ме-

ханические свойства оказываются ниже, чем после закалки от температур выше точки A_{C3} .

Заэвтектоидные стали под закалку нагревают несколько выше температуры точки A_{C1} (рис. 88). При таком нагреве образуется аустенит при сохранении некоторого количества цемента.

После охлаждения структура стали состоит из мартенсита и нерастворимых частиц карбидов, обладающих высокой твердостью. Верхний предел температуры закалки для большинства заэвтектоидных сталей ограничивают, так как чрезмерное повышение температуры выше точки A_{C1} связано с ростом зерна, что приводит к снижению прочности и сопротивления хрупкому разрушению.

Для многих высоколегированных сталей температура нагрева под закалку значительно превышает критические точки A_{C1} и A_{C3} (на 150...250 °C), что необходимо для растворения специальных карбидов и получения требуемой легированности аустенита.

Это повышение температуры не ведет к заметному росту зерна, так как нерастворенные частицы карбидов тормозят рост зерна аустенита.

6.2.2. Продолжительность нагрева при аустенитизации стали

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

Общая продолжительность нагрева

$$\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{ск}} + \tau_{\text{в}}, \quad (43)$$

где $\tau_{\text{ск}}$ - продолжительность сквозного прогрева до заданной (конечной) температуры, обусловленная формой и размером изделий, их расположением, типом печи, составом и свойствами стали и т.д.;

τ_6 - продолжительность изотермической выдержки при данной температуре, не зависящая от формы и размера изделия и определяемая только составом и исходным состоянием стали.

Основных параметры термической обработки - продолжительность нагрева, скорость нагрева, перепад температуры по толщине металла и т. д. рассчитываются или используются опытными данными. На 1 мм сечения или толщины изделия из доэвтектонидных сталей продолжительность нагрева принимают в электропечах 45...75 с, а в соляной ванне - 15...20 с.

Величина τ_6 должна быть минимальной, но при этом обеспечивать завершение фазовых превращений в стали и необходимую концентрацию углерода и легирующих элементов в аустените.

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

Выдержка в электрической печи при температуре закалки для инструмента из углеродистой стали (0,7...1,3 % С) рекомендуется 50...80 с на 1 мм наименьшего сечения, а легированной стали 70...90 с при нагреве в соляной ванне соответственно 20...25 с для углеродистой стали и 25...30 с для легированной.

Фасонный инструмент и детали машин сложных форм при нагреве под закалку для уменьшения деформации рекомендуется предварительно подогреть в печи при 400...600 °С.

6.2.3. Выбор среды для нагрева под закалку

При нагреве в пламенных или электрических печах взаимодействие печной атмосферы с поверхностью нагреваемого изделия приводит к окислению и обезуглероживанию стали, которое снижает твердость, механические свойства и износостойкость.

Для предохранения изделий от окисления и обезуглероживания нередко в рабочее пространство печи вводят защитную газовую среду (контролируемые атмосферы). В качестве таких сред применяются эндо- и экзотермические атмосферы, получаемые в результате контролируемого сжигания метана или

природного газа. Они состоят из CO , H_2 , CH_4 , N_2 в разном соотношении и являются восстановительными или нейтральными, что исключает окисление и обезуглероживание.

Так же используют нагрев в расплавленных солях. Применяют нагрев в расплаве BaCl_2 (для быстрорежущих, нержавеющих и других высоколегированных сталей с температурой нагрева под закалку $1000 \dots 1300$ °C), в расплавах смесей солей в разных пропорциях NaCl , KCl , BaCl_2 , Na_2CO . Перед нагревом изделий расплавленные соли раскисляют для удаления растворенного кислорода.

6.2.4. Охлаждающие среды для закалки

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

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

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

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

- 2) пузырьковое кипение, наступающее при полном разрушении паровой пленки, наблюдаемое при охлаждении поверхности до температуры ниже критической; в этот период происходит быстрый отвод теплоты;
- 3) конвективный теплообмен, который отвечает температурам ниже температуры кипения охлаждающей жидкости; теплоотвод в этот период происходит с наименьшей скоростью.

Таблица 1

Относительная интенсивность охлаждения закалочных сред

Охлаждающая среда	Температура, °С		Относительная интенсивность охлаждения в интервале температур пузырькового кипения H
	охлаждающей среды	пузырькового кипения	
Вода	20	400...100	1,0
	40	350...100	0,7
	80	250...100	0,2
10 % раствор $NaCl$ в воде	20	650...100	3,0
Раствор $NaOH$ в воде:			
10 %-ный	20	650...100	2,0
50 %-ный	20	650...100	2,0
Масло минеральное	20...200	500...250	0,3

В табл. 1 приведены примерный температурный интервал пузырькового кипения и относительная интенсивность охлаждения H в середине этого интервала для различных охлаждающих сред.

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

Вода как охлаждающая среда имеет существенные недостатки. Высокая скорость охлаждения в области температур мартенситного превращения нередко приводит к образованию закалоч-

ных дефектов; с повышением температуры воды резко ухудшается ее закалочная способность (см. табл. 1). При закалке изделий в горячей воде вследствие их медленного охлаждения при высоких температурах и быстрого охлаждения при низких температурах тепловые напряжения получаются низкими, а наиболее опасные структурные (фазовые) - высокими, что и может вызвать образование трещин. Наиболее высокой и равномерной охлаждающей способностью отличаются холодные 8...12 %-ные водные растворы *NaCl* и *NaOH*, которые хорошо зарекомендовали себя на практике.

При закалке в водных растворах паровая рубашка разрушается почти мгновенно и охлаждение происходит более равномерно и в основном протекает на стадии пузырькового кипения. Увеличение охлаждающей способности достигается при использовании струйного (душевого) охлаждения, широко применяемого, например, при поверхностной закалке.

Дальнейшим усовершенствованием методов охлаждения явилось применение смесей воды с воздухом, подаваемых через форсунки. Водовоздушные среды применяют для охлаждения крупных поковок, рельсов и т. д.

Для легированных сталей, обладающих более высокой устойчивостью переохлажденного аустенита при закалке, применяют минеральное масло (нефтяное).

Масло как закалочная среда имеет следующие преимущества: небольшую скорость охлаждения в мартенситном интервале температур, что уменьшает возникновение закалочных дефектов, и постоянство закалывающей способности в широком интервале температур среды (20...150 °C). К недостаткам следует отнести повышенную воспламеняемость (температура вспышки 165...300 °C), недостаточную стабильность и низкую охлаждающую способность в области температур перлитного превращения, а также повышенную стоимость.

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

Для закалки применяют водные растворы полимеров (ПК2, ПАА, УЗСП-1), снижающие скорость охлаждения в мартенситном интервале температур. Однако нужно учитывать, что растворимость полимеров в воде меняется с изменением темпера-

туры, что влечет за собой изменение охлаждающей способности.

Все шире начинают применять охлаждение под давлением в среде азота, аргона и водорода.

6.2.5. Закаливаемость и прокаливаемость стали

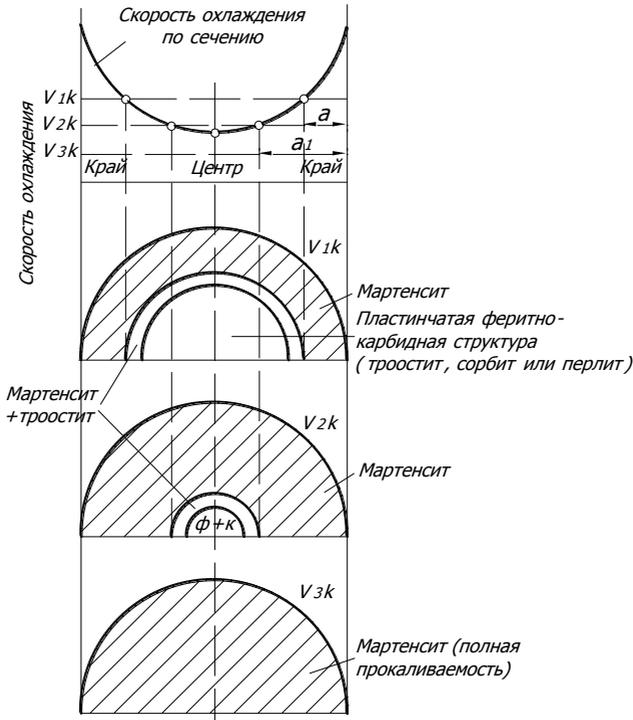


Рис. 89. Зависимость прокаливаемости от критической скорости заковки V_k :

a и a_1 - глубина закаленного слоя; V_{1k} - критическая скорость заковки углеродистой стали; V_{2k} , V_{3k} - критические скорости заковки низколегированной и высоколегированной стали (сталь легирована несколькими элементами)

Под закаливаемостью понимают способность стали повышать твердость в результате заковки. Закаливаемость

стали определяется в первую очередь содержанием в стали углерода.

Чем больше в мартенсите углерода, тем выше его твердость. Легирующие элементы оказывают относительно небольшое влияние на закаливаемость.

Под прокаливаемостью понимают способность стали получать закаленный слой с мартенситной или троостомартенситной структурой и высокой твердостью на ту или иную глубину. Прокаливаемость определяется критической скоростью охлаждения, зависящей от состава стали.

Если действительная скорость охлаждения в сердцевине изделия будет превышать критическую скорость закалки V_k (рис. 89, $V_{зкр}$, то сталь получит мартенситную структуру по всему сечению и тем самым будет иметь сквозную прокаливаемость.

Если действительная скорость охлаждения в сердцевине будет меньше V_k ($V_{1к}$, $V_{2к}$), то изделие прокалится только на некоторую глубину a , a_1 и прокаливаемость будет неполной. В этом случае в сердцевине произойдет распад аустенита с образованием пластинчатой ферритно-карбидной структуры (троостита, сорбита или перлита).

За глубину закаленного слоя условно принимают расстояние от поверхности до полумартенситной зоны (50 % мартенсита + 50 % троостита). Диаметр заготовки, в центре которой после закалки в данной охлаждающей среде образуется полумартенситная структура, называют **критическим диаметром D_k** .

Критический диаметр определяет размер сечения изделия, прокаливающегося насквозь, т. е. получающего высокую твердость, а после отпуска и высокие механические свойства по всему сечению. Полумартенситная структура во многих случаях не обеспечивает максимум механических свойств - сильно снижается σ_1 и KCU . В связи с этим прокаливаемость нередко определяют по глубине закаленного слоя со структурой 95 % мартенсита. Критический диаметр для структуры 95 % мартенсита примерно на 25 % меньше критического диаметра, определенного по полумартенситной зоне. Полная прокаливаемость на структуру 99,9 % мартенсита составляет 50 % полумартенситной прокаливаемости. Полумартенситную зону принимают в качестве критерия прокаливаемости потому, что ее легко опре-

делить по микроструктуре, но еще проще по твердости. Твердость полумартенситной структуры зависит от содержания в стали углерода. Например, при 0,13...0,22 % С твердость полумартенситной структуры углеродистой стали 25 HRC, легированной - 30 HRC; при 0,28...0,32 % С соответственно 35 HRC и 40 HRC, при 0,43...0,52 % С - 45 HRC и 50 HRC и при 0,53...0,62 % С - 50 HRC и 55 HRC.

Прокаливаемость тем выше, чем меньше критическая скорость закалки, т. е. чем выше устойчивость переохлажденного аустенита.

Легированные стали вследствие более высокой устойчивости переохлажденного аустенита и соответственно меньшей критической скорости охлаждения (см. рис. 89, $v_{2к}$ и $v_{3к}$) прокаливаются на большую глубину, чем углеродистые. Сильно повышают прокаливаемость марганец, хром, молибден и малые добавки бора (0,003...0,005 %), менее сильно влияют никель и кремний.

Прокаливаемость особенно возрастает при одновременном введении в сталь нескольких легирующих элементов.

Устойчивость переохлажденного аустенита повышается, а критическая скорость закалки уменьшается только при условии, если легирующие элементы растворены в аустените. Если легирующие элементы находятся в виде избыточных частиц карбидов, то они не повышают устойчивость аустенита и могут ее уменьшить, так как карбиды служат готовыми зародышами, облегчающими распад аустенита.

Карбиды титана, ниобия и ванадия при нормально принятом нагреве под закалку обычно не растворяются в аустените и понижают прокаливаемость. Сильно влияет на прокаливаемость величина зерна аустенита. В углеродистой стали при укрупнении зерна от балла 6 до балла 1 - 2 глубина закаленного слоя возрастает в 2 - 3 раза, поэтому увеличение температуры и длительности нагрева повышают прокаливаемость. Легирующие элементы, находящиеся в виде карбидов, не только создают дополнительные центры, способствующие распаду аустенита, но и измельчают его зерно, что также увеличивает критическую скорость закалки и уменьшает прокаливаемость.

При сквозной закалке свойства стали, и в частности твердость, по всему сечению изделия одинаковы. При несквозной закалке изменение структуры стали по сечению способствует соответствующим изменениям свойств. При несквозной прокаливаемости твердость падает от поверхности к сердцевине. При несквозной прокаливаемости отпуск при высокой температуре уменьшает различие в твердости и временном сопротивлении по сечению. Однако предел текучести, ударная вязкость и относительное сужение в сердцевине образца остаются более низкими. Это объясняется разным характером строения ферритно-цементитной структуры. В закаленном слое в результате отпуска мартенсита образуется более дисперсная ферритно-цементитная структура зернистого строения, а в сердцевине она более грубая и имеет пластинчатое строение.

Для получения одинаковых и высоких механических свойств по всему сечению во многих случаях необходимо обеспечить в процессе закалки сквозную прокаливаемость.

Прокаливаемость даже одной и той же марки стали может колебаться в значительных пределах в зависимости от изменений химического состава стали, величины зерна, размера и формы изделия и многих других факторов. В связи с этим прокаливаемость стали каждой марки характеризуется не кривой, а так называемой полосой прокаливаемости, которая не всегда отражает действительную прокаливаемость стали в изделии.

6.2.6. Внутренние напряжения в закаленной стали

Внутренние напряжения при закалке стали возникают вследствие неравномерного охлаждения поверхности и сердцевины изделия (***тепловые*** или ***термические напряжения***), увеличения объема и неоднородности протекания мартенситного превращения по объему изделия (***структурные*** или ***фазовые напряжения***).

Неодинаковое распределение температур по сечению изделия при быстром охлаждении сопровождается и неравномерным изменением объема. Поверхностные слои сжимаются быстрее, чем внутренние. Однако сжатие поверхностных слоев препят-

ствуют внутренние слои. Это приводит к тому, что после окончательного охлаждения на поверхности получаются остаточные напряжения сжатия, а в сердцевине - напряжения растяжения (рис. 90, а).

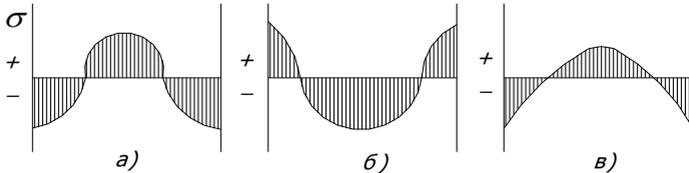


Рис. 90. Схема эпюры остаточных напряжений:
а - тепловые; б - структурные; в - суммарные

Природа структурных напряжений другая.

По достижении при закалке температур ниже точки M_n мартенсит в первую очередь образуется на поверхности, где точка M_n будет достигнута раньше, чем в сердцевине.

Так как превращение *аустенит* \rightarrow *мартенсит* сопровождается увеличением объема, то это приводит к образованию после окончания превращения в поверхностных слоях растягивающих напряжений, а в сердцевине - сжимающих напряжений (рис. 90, б).

При закалке стали возникают как тепловые, так и структурные напряжения, которые суммируют (рис. 90, в). В данной схеме тепловые напряжения превышали структурные, поэтому на поверхности образовались напряжения сжатия. Однако в зависимости от соотношения между тепловыми и структурными напряжениями могут получиться различные эпюры суммарных напряжений, а в поверхностных слоях напряжения могут иметь разный знак и различную величину. Во многих случаях величина фазовых напряжений больше, чем величина тепловых.

Остаточные напряжения, полученные после закалки, не характеризуют напряжения, возникающие при охлаждении (нагреве) стали. Остаточные напряжения всегда меньше временных напряжений, образующихся в процессе охлаждения.

Если величина напряжений превышает сопротивление отрыву и металл мало пластичен, то напряжения не могут быть уменьшены пластической деформацией. Это вызывает образо-

вание трещин. Наиболее опасны при этом растягивающие напряжения на поверхности, которые способствуют образованию трещин и снижают предел выносливости стали.

Если величина напряжений ниже сопротивления отрыву и металл достаточно пластичен, то это может привести к деформации изделия – короблению или поводке.

Растягивающие напряжения возникают в основном вследствие структурных напряжений, которые нужно стремиться уменьшить. Структурные напряжения тем больше, чем выше температура заковки и скорость охлаждения в интервале температур M_n и M_k . Для снижения структурных напряжений нужно замедлять скорость охлаждения ниже точки M_n и избегать перегрева стали.

6.2.7. Способы заковки

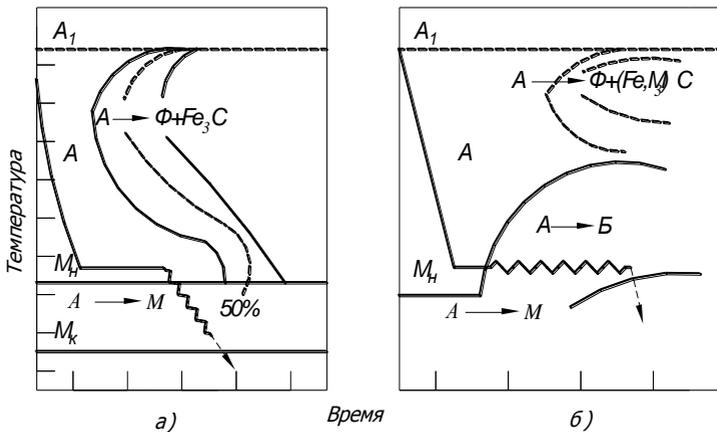


Рис. 91. Схема ступенчатой заковки эвтектоидной стали, содержащей 0,8 % С (а), и изотермической заковки легированной стали (б)

Наиболее широко применяют заковку в одном охладителе (рис. 91). Такую заковку называют **непрерывной**.

Во многих случаях, особенно для изделий сложной формы и при необходимости уменьшения деформации, применяют и другие способы заковки.

Прерывистая закалка (в двух средах). Изделие, закаливаемое по этому способу, сначала быстро охлаждают в воде до температуры несколько выше точки M_n , а затем быстро переносят в менее интенсивный охладитель (например, в масло или на воздух), в котором оно охлаждается до $20\text{ }^{\circ}\text{C}$. В результате переноса во вторую закалочную среду уменьшаются внутренние напряжения, которые возникли бы при быстром охлаждении в одной среде (воде), в том числе и в области температур мартенситного превращения.

Закалка с самоотпуском. В этом случае охлаждение изделия в закалочной среде прерывают, с тем, чтобы в сердцевине изделия сохранилось еще некоторое количество теплоты. Под действием теплообмена температура в более сильно охлаждающихся поверхностных слоях повышается и сравнивается с температурой сердцевины. Тем самым происходит отпуск поверхности стали (самоотпуск).

Закалку с самоотпуском применяют, например, для таких инструментов, как зубила, кувалды, слесарные молотки, керны, которые работают с ударными нагрузками и должны сочетать высокую твердость на поверхности с повышенной вязкостью в сердцевине.

Ступенчатая закалка. При выполнении закалки по этому способу (рис. 91, а) сталь после нагрева до температуры закалки охлаждают в среде, имеющей температуру несколько выше точки M_n (обычно $180\text{...}250\text{ }^{\circ}\text{C}$), и выдерживают в ней сравнительно короткое время. Затем изделие охлаждают до нормальной температуры на воздухе.

В результате выдержки в закалочной среде достигается выравнивание температуры по сечению изделия, но это не должно вызывать превращения аустенита с образованием бейнита.

Мартенситное превращение протекает при охлаждении на воздухе, но менее полно, чем при непрерывной закалке, вследствие чего сталь сохраняет больше остаточного аустенита.

При ступенчатой закалке уменьшаются объемные изменения вследствие присутствия большого количества остаточного аустенита и возможности самоотпуска мартенсита, коробление в результате протекания мартенситного превращения почти одно-

временно во всех участках изделия и опасность появления трещин.

Во время фазовых превращений, в том числе и мартенситного, снижается прочность стали и повышается пластичность. Это своеобразное разупрочнение, наблюдающееся только в момент превращения (в данном случае мартенситного), используется при ступенчатой закалке для правки изделий, склонных к короблению. Правку (чаще под прессом) выполняют в период охлаждения изделий на воздухе после извлечения их из закалочной среды.

Ступенчатую закалку чаще применяют для инструмента из углеродистых сталей диаметром не более 8...10 мм. Скорость охлаждения более крупного инструмента в среде с температурой выше точки M_n оказывается ниже критической скорости закалки, и аустенит претерпевает распад при высоких температурах.

Изотермическая закалка. Закалку по этому способу (рис. 91, б) выполняют в основном так же, как и ступенчатую, но в данном случае предусматривается более длительная выдержка выше точки M_n . При такой выдержке происходит распад аустенита с образованием нижнего бейнита. Для углеродистых сталей изотермическая закалка не дает существенного повышения механических свойств по сравнению с получаемыми обычной закалкой и отпуском.

У большинства легированных сталей распад аустенита в промежуточной области не идет до конца. Если аустенит, не распавшийся при изотермической выдержке, не претерпевает мартенситного превращения при дальнейшем охлаждении, то сталь получает структуру: бейнит + 10...20 % остаточного аустенита, обогащенного углеродом. При такой структуре достигается высокая прочность при достаточной вязкости. Для многих сталей изотермическая закалка обеспечивает значительное повышение конструктивной прочности.

Если же большая часть аустенита, не распавшегося после окончания промежуточного превращения, при последующем охлаждении претерпевает мартенситное превращение, то изотермической закалкой нельзя получить высокие механические

свойства. В этом случае резко снижается сопротивление хрупкому разрушению.

Конструкционные легированные стали (0,3...0,5 % С) приобретают оптимальные механические свойства в результате изотермической закалки с выдержкой в нижней части промежуточной зоны изотермического распада аустенита (несколько выше точки M_n).

Продолжительность выдержки в закалочной среде зависит от устойчивости аустенита при температурах выше точки M_n , определяемых диаграммой изотермического распада аустенита для данной стали.

В качестве охлаждающей среды при ступенчатой и изотермической закалке чаще применяют расплавленные соли в интервале температур 150...500 °С, например 55 % KNO_3 и 45 % $NaNO_2$ (или $NaNO_3$), а также расплавленные щелочи (20 % $NaOH$ и 80 % KOH).

Охлаждение в расплавах едких щелочей, если предварительно детали нагревались в расплавленных солях (что не вызывает окисления), позволяет получить чистую поверхность светлого цвета. Закалку по этому способу называют *светлой*.

Обработка стали холодом. В закаленной стали, особенно содержащей более 0,5...0,6 % С, у которой точка M_k лежит ниже нуля, всегда присутствует остаточный аустенит. Аустенит понижает твердость, износостойкость и нередко приводит к изменению размеров деталей, работающих при низких температурах, в результате самопроизвольного превращения его в мартенсит.

Для уменьшения количества остаточного аустенита в закаленной стали применяют обработку холодом, заключающуюся в охлаждении закаленной стали до температур ниже нуля.

Понижение температуры до точки M_k (- 30...- 70 °С) для большинства сталей вызывает превращение остаточного аустенита в мартенсит, что повышает твердость HRC сталей с 0,8...1,1 % С на 1...3 единицы. Однако одновременно возрастают напряжения, поэтому изделия охлаждают медленно и сразу после обработки холодом выполняют отпуск.

Обработку холодом используют главным образом для измерительных инструментов, для пружин и деталей из цементируе-

мых высоколегированных сталей, сохраняющих много аустенита после закалки.

6.3. Отпуск стали

Отпуск - операция термической обработки, включающая нагрев закаленной стали до температур ниже A_1 , выдержку при этой температуре, охлаждение.

Цель отпуска - уменьшение внутренних напряжений в металле и получение требуемых структуры и свойств.

При нагреве закаленной стали со структурой мартенсита или мартенсита и аустенита остаточного протекают следующие превращения. До температуры $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (стадия предвыделения) в мартенсите происходит диффузионное перераспределение углерода. Образуются ультрамикроскопические объемы с содержанием углерода и структурой, близкими к аналогичным показателям той фазы, которая должна выделиться. На первой стадии отпуска в интервале температур $100\text{...}200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в результате выделения из мартенсита углерода образуется ε - карбид ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) в виде тонких пластин. Решетка карбида когерентно связана с решеткой мартенсита, который значительно обеднен углеродом ($0,25\text{...}0,35\text{ \%C}$). На второй стадии ($200\text{...}300\text{ }^{\circ}\text{C}$) аустенит остаточный превращается в смесь мартенсита с $0,25\text{...}0,35\text{ \% C}$ и когерентного ε - карбида. Одновременно происходит дальнейшее выделение углерода из мартенсита, который обедняется углеродом ($0,1\text{ \% C}$), становясь отпущенным, решетка его из тетрагональной трансформируется в кубическую. Обогащаясь углеродом, ε - карбид превращается в цементит Fe_3C .

На третьей стадии отпуска ($300\text{...}350\text{ }^{\circ}\text{C}$) заканчивается выделение углерода из мартенсита, который становится ферритом. Происходит срыв когерентности решетки феррита и цементита. В конечном итоге к концу третьей стадии отпуска формируется смесь феррита и цементита. Дальнейший нагрев стали приводит к коагуляции (рост с одновременным округлением) ферритно-цементитной смеси. Зернистая феррито-цементитная смесь, образующаяся при отпуске ($350\text{...}500\text{ }^{\circ}\text{C}$) из мартенсита, называется

ся *трооститом отпуска*, при 500...650 °С - *сорбитом отпуска*, выше 650 °С - *перлитом отпуска*.

Троостит, сорбит и перлит отпуска в отличие от получаемых из аустенита при непрерывном охлаждении имеют зернистое, а не пластинчатое строение. Стали с зернистой структурой характеризуются более высокой пластичностью и лучшей обрабатываемостью резанием.

Низкий отпуск включает нагрев закаленной стали до 150...250 °С. Он применяется для придания поверхностным слоям изделий высоких твердости и износостойкости. Низкий отпуск, несколько уменьшающий внутренние напряжения, повышающий вязкость стали при сохранении ее высокой твердости, широко применяют при изготовлении измерительного, режущего и штампового инструмента (шаблоны, фрезы, метчики, зубила, штампы, волокни и др.), для деталей после цементации.

При **среднем отпуске** закаленная сталь нагревается до 300...400 °С, чем обеспечивается получение структуры троостита отпуска, обладающего достаточными твердостью (40...55 HRC) и прочностью при высоком пределе упругости.

Средний отпуск еще в большей степени, чем низкий, способствует уменьшению внутренних напряжений и наиболее часто применяется при термической обработке рессор и пружин.

Закалку с высоким отпуском поэтому называют **термическим улучшением** и применяют для ответственных деталей из среднеуглеродистых сталей (коленчатые валы, шатуны и т. д.).

На рис. 92 представлена зависимость механических свойств углеродистой стали 45 от температуры отпуска.

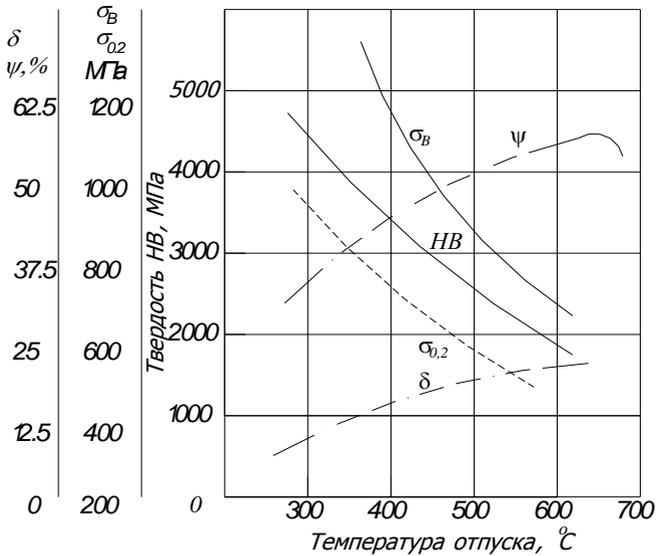


Рис. 92. Зависимость механических свойств стали 45 от температуры отпуска

6.4. Поверхностная закалка сталей

Конструкционная прочность многих изделий зависит от структуры поверхностных слоев. Так для деталей, работающих в условиях истирания (валы, шестерни), срок службы зависит именно от прочности его поверхностных слоев. Поэтому повышению поверхностной прочности стали следует уделять особое внимание. Одним из методов упрочнения является **поверхностная закалка**.

Имеется много способов поверхностной закалки. Основным из них можно считать **индукционный**, при котором нагрев деталей осуществляют токами высокой частоты (**ТВЧ**). Используют также различные виды лучевого нагрева - **электроннолучевой, лазерный, световой**. Существуют и менее эффективные, но более просто организуемые методы **газопламенного нагрева и закалки**.

Суть всех упомянутых методов заключается в том, что используется поверхностный нагрев, обусловленный относительно малыми теплопроводностью и временем воздействия.

6.4.1 Индукционный и лазерный методы поверхностной закалки

Распределение температуры в поверхностном слое имеет вид, представленный на рис. 93. При электроннолучевом нагреве в большей степени нагреваются внутренние слои металла.

Метод индукционной закалки, т.е. токами высокой частоты (**ТВЧ**) был разработан в СССР В.П.Вологдиным.

При индукционной закалке скорость нагрева определяется интенсивностью подвода тепла. Глубина (l , мм) прогреваемого слоя определяется выражением

$$l = 5030 \sqrt{(\rho / \mu f)} 10^6, \quad (44)$$

где ρ - удельное электросопротивление нагреваемого металла, Ом·м;

μ - магнитная проницаемость нагреваемого металла, Гс;

f - частота тока, с⁻¹.

Оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств изделий диаметром d достигается, если глубина нагреваемого слоя составляет $0,15d$. Практически набор размеров деталей лучше обеспечивается машинными генераторами, хотя управление ламповыми проще. Дело в том, что характерные частоты машинных генераторов составляют 500...15000 с⁻¹.

Эти частоты соответствуют вариациям глубин нагретого слоя от 10 до 2 мм. Такой набор толщин соответствует наиболее часто применяемому набору размеров деталей (от 13 до 65 мм). Время нагрева до температур закалки колеблется от 1 до 10 с. Закалка с использованием **ТВЧ** легко поддается автоматизации, и, кроме того, ей могут подвергаться именно те участки деталей, для которых закалка необходима.

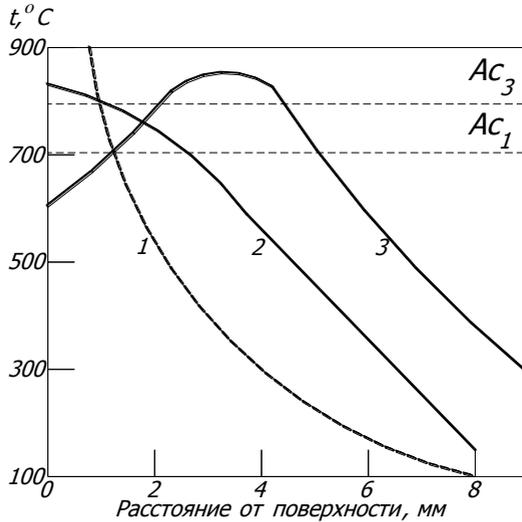


Рис. 93. Распределение температур в поверхностном слое при различных способах поверхностной закалки: 1 - лазерная; 2 - индукционная; 3 - электроннолучевая

Поверхностную закалку легированных сталей следует проводить на более высоких частотах, так как прокаливаемость большинства таких сталей выше прокаливаемости простых углеродистых сталей. Здесь во многих случаях вместо поверхностной закалки получается сплошная, поэтому лучше использовать ламповые генераторы.

Организация метода закалки ТВЧ характеризуется рядом затруднений. Так, при индукционном нагреве наблюдается окисление поверхности. Поэтому в зону нагрева целесообразно подавать защитные или инертные газы (азот или аргон).

Лазерная закалка осуществляется в результате кратковременного (от десятых до миллионных долей секунды) нагрева изделия концентрированным потоком энергии лазерного луча и быстрого со скоростью от 10^3 до 10^6 °К/с охлаждения.

Для лазерной термической обработки используют как газовые CO_2 - *лазеры* непрерывного действия, так и твердотельные (на неодимовых стеклах) лазеры импульсно-периодического действия.

Глубина термически обработанного поверхностного слоя регулируется плотностью мощности лазерного луча и временем его взаимодействия с изделием и может изменяться от 0,1...0,2 мм до 1...2 мм.

Преимущества метода лазерной термической обработки перед другими традиционно используемыми методами поверхностной обработки заключается в высокой производительности, возможности автоматизации процесса.

Возможность менять направление лазерного луча с помощью оптических систем обеспечивает обработку строго определенных участков и контуров деталей сложной формы.

Подбор режимов лазерной обработки позволяет формировать в поверхностных слоях различную дисперсность частиц карбидов, мартенситных и других фаз, а также различную плотность дефектов структуры, и кроме того, снижает коробление и деформацию изделий.

При лазерной термической обработке в поверхностно обработанных слоях можно формировать как более прочные слои (за счет измельчения структуры), так и более вязкие, если при очень быстром охлаждении фиксировать в поверхностном слое высокое содержание остаточного аустенита.

6.5. Термическая обработка чугуна

Термическую обработку чугуна применяют в следующих целях:

- 1) для повышения механических свойств и износостойкости;
- 2) для улучшения обрабатываемости резанием в результате снижения твердости при термической обработке;
- 3) для снятия напряжений, возникающих в изделиях из чугуна при литье.

При термической обработке в чугуне развиваются такие же превращения, как и в стали, но в чугуне еще дополнительно может происходить графитизация, которая приводит к дополнительному изменению свойств. Для снятия внутренних напряжений в чугуне применяют отжиг при 500...550 °С в течение 6...8 ч. Для того, чтобы при термической обработке не возникали но-

вые тепловые напряжения, нагрев проводят со скоростью 75...150° С/ч, а охлаждение - со скоростью 30...60 °С/ч.

Для повышения пластичности, снижения твердости перед обработкой резанием применяют высокотемпературный отжиг при 850...900 °С в течение 0,5...1,5 ч. В процессе этого отжига происходит графитизация цементита как первичного, так и эвтектоидного. Для сокращения времени обработки либо повышают температуру отжига до 1050...1150°С (нагревают в соляных ваннах несколько минут), либо используют нагрев токами высокой частоты.

Для повышения механических свойств и увеличения износостойкости применяют нормализационный отжиг при 850...950 °С в течение 1...2 ч с охлаждением на воздухе. В результате нормализации образуется мелкозернистая перлитная структура.

Часто для повышения механических свойств чугунов применяют закалку с отпуском. Для закалки детали нагревают до температур 840...900 °С и охлаждают в масле. При закалке образуется смесь мартенсита и графита. Если закаленный чугун подвергнуть низкому отпуску при 200...250 °С, то в нем сохраняется высокая твердость (3500...4000 НВ) и высокая износостойкость.

При более высокотемпературном отпуске (300...500 °С) в чугунах образуется троостито-сорбитная структура, твердость снижается, но улучшается пластичность. Чтобы закалка не вызывала трещин, целесообразно применение высокочастотного нагрева.

6.6. Основы химико-термической обработки (ХТО)

При химико-термической обработке материалов изменение их свойств достигается как за счет изменения химического состава поверхностных слоев, так и воздействием на структуру этого слоя путем термической обработки. Для обеспечения проникновения компонентов в изделие, насыщение требуется проводить при повышенных температурах.

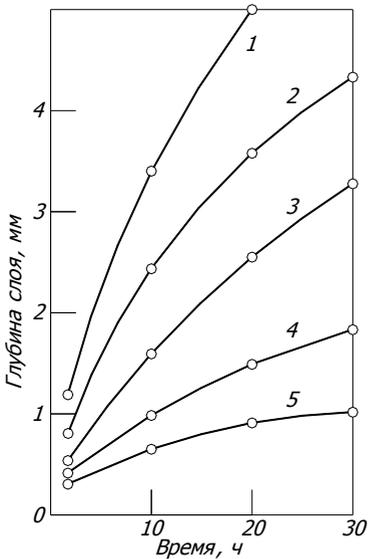


Рис. 94. Влияние температуры и продолжительности цементации на толщину цементованного слоя в стали 10:

1 - 1000 °C; 2 - 950 °C; 3 - 900 °C; 4 - 850 °C; 5 - 800 °C

Нагрев изделий до заданной температуры проводят в твердых, газовых или жидких средах, содержащих насыщающий элемент. На поверхности изделия осуществляются различные обменные реакции, приводящие к изменению составов контактирующих материалов.

В частности, при насыщении железа различными элементами могут образовываться и твердые растворы, и химические соединения.

По своей физической природе поверхностное насыщение является диффузионным процессом.

Насыщение стали металлами (диффузионную металлизацию) проводят при более высоких температурах и более длительное время, чем неметаллами, например углеродом или азотом. При этом глубина насыщаемого слоя зависит не только от времени, но и от концентрации диффундирующего элемента.

В качестве характеристики, определяющей глубину насыщаемого слоя, часто используют расстояние от поверхности, на котором концентрация снижается в 2,7 раза. Концентрация диффундирующего вещества в поверхностном слое зависит от его активности в окружающей среде, скорости диффузионных процессов, состава обрабатываемой стали и структуры образующихся фаз.

При повышении температуры увеличивается скорость диффузии и поэтому быстро увеличивается толщина насыщенного слоя (рис. 94). Толщину диффузионного слоя можно определить

по микроструктуре, а также методом рентгеноструктурного анализа.

6.6.1. Цементация стали

Под *цементацией* понимают процесс насыщения поверхности углеродом. Ее целью является получение твердой и износостойкой поверхности.

Цементации обычно подвергают низкоуглеродистые стали, содержащие 0,1...0,20 (иногда до 0,30) % С. После обработки поверхностные слои содержат 0,8...1,0 % С, а сердцевина изделий остается вязкой. На цементацию детали обычно поступают после механической обработки. Если цементации следует подвергать часть поверхности детали, то нецементируемые участки защищают тонким слоем меди или изолируют специальными обмазками, состоящими из смеси огнеупорной глины, песка и асбеста, замешанных на жидком стекле или других связках.

Цементацию проводят в области существования аустенита из-за малой растворимости углерода в феррите. Как правило, цементацию осуществляют при температурах 880...950 °С, когда активность углерода в газовой фазе велика, концентрация растворенного углерода в аустените достигает предела насыщения (определяемого на диаграмме линией *SE*) и на поверхности изделий образуется слой цементита. В реальных условиях слой цементита на поверхности образуется очень редко и обычно цементованный слой состоит из аустенита почти насыщенного углеродом при температуре цементации. При охлаждении он распадается на феррит и цементит. Практически всегда в цементованном слое концентрация углерода убывает от поверхности к сердцевине изделия. У поверхности имеется заэвтектоидная зона, состоящая из перлита и вторичного цементита. Эта зона постепенно переходит в эвтектоидную - состоящую из пластинчатого перлита и, наконец, в доэвтектоидную зону, состоящую из перлита и феррита. В этой зоне доля феррита возрастает по мере приближения к сердцевине.

Хотя обычно средняя концентрация углерода в поверхностном слое и составляет 0,8...1,0 % С, иногда для повы-

шения сопротивления контактной усталости ее повышают до 1,1...1,2 %. Более высокое содержание углерода нецелесообразно, так как при этом повышается хрупкость цементованного слоя.

Легирующие элементы на скорость диффузии углерода влияют неодинаково. Так, например, вольфрам и хром ее уменьшают, а никель - увеличивает.

Поэтому вольфрам и хром, повышая концентрацию углерода в поверхностных слоях изделий, уменьшают их толщину. Никель, наоборот, снижает концентрацию углерода и увеличивает толщину диффузионного (цементованного) слоя. Марганец почти не влияет на коэффициент диффузии углерода в аустените, но увеличивает его в легированном цементите, повышая глубину упрочненного слоя.

Цементируют стальные изделия различными методами. *При цементации в твердом карбюризаторе* источником углерода является активированный уголь, каменноугольный полукокс или торфяной кокс.

Для ускорения цементации и регулирования состава поверхностных слоев в шихту добавляют активаторы, которыми служат углекислый барий ($BaCO_3$) и кальцинированная сода (Na_2CO_3). Содержание $BaCO_3$ в смеси составляет 20...25 %. Для предотвращения спекания частиц карбюризатора к шихте добавляют также $CaCO_3$ в количестве 3...5 %. Выдержка при температуре цементации (920...950 °C) зависит от требующейся толщины цементованного слоя, и, как правило, для слоя толщиной 0,7...0,9 мм она колеблется от 6 до 8 ч, а для слоя в 1,2...1,5 мм - от 9 до 14 ч. Для наследственно мелкозернистых сталей с целью ускорения цементации температуру повышают до 950...1000 °C. *Газовую цементацию* проводят путем нагрева изделия в среде газов, содержащих углерод. В качестве карбюризатора чаще всего используют природный газ.

Газовая цементация имеет преимущества перед цементацией в твердом карбюризаторе, так как позволяет получить не только заданную концентрацию углерода, но и обеспечивает большую равномерность толщины слоя, что позволяет уменьшить длительность обработки. При газовой цементации процесс можно автоматизировать. Кроме того, упрощается по-

следующая термическая обработка изделий, поскольку не требуется извлечения деталей из карбюризатора и имеется возможность проводить закалку непосредственно из цементационной печи.

В последние годы начинают также развиваться методы жидкостной цементации с использованием солевых расплавов и наложением процессов электролиза.

Термическая обработка после цементации

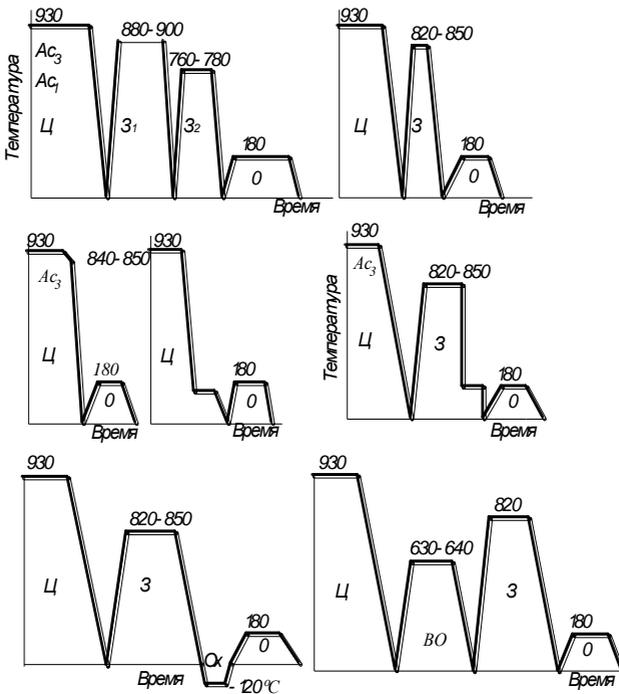


Рис. 95. Различные схемы обработки стали после цементации:
 Ц - цементация; 3 - закалка; O - низкий отпуск; BO - высокий отпуск;
 Ox - обработка холодом

Окончательные свойства изделия, подвергающиеся цементации, получают в результате термической обработки. Эта

термическая обработка исправляет структуру и измельчает зерно, как сердцевины, так и цементованного слоя, вырастающее при длительной выдержке стали в области высоких температур. После цементации применяют различные схемы термической обработки (рис. 95). Чаще всего применяют закалку для улучшения структуры сердцевины, т. е. резкое охлаждение от 820...850 °С.

Причем целесообразно проводить закалку без повторного нагрева, а лишь после подстуживания изделия до 840...860 °С после его цементации. Но такая закалка не полностью исправляет структуру сердцевины. Она обычно пригодна только для наследственно мелкозернистых сталей. При цементации и закалке детали коробятся.

Для уменьшения деформации цементированных изделий применяют ступенчатую закалку в горячем масле, нагретом до температуры 160...180 °С.

После цементации в твердом карбюризаторе термическую обработку применяют в виде двойной закалки и низкого отпуска.

Первую закалку (или нормализацию) проводят с нагревом до 880...900 °С (выше точки A_{C3}) и назначают ее для исправления структуры сердцевины. Кроме того, в поверхностном слое при нагреве частично растворяется цементитная сетка, которая при последующем быстром охлаждении уже вновь не образуется. Вторую закалку проводят с нагревом до 760...780 °С специально для упрочнения цементованного слоя и придания ему высокой твердости. Такая термическая обработка может вызвать повышенное коробление в изделиях сложной формы, а также окисление и обезуглероживание. Кроме того, она усложняет и удорожает технологический процесс.

Образующаяся в поверхностном слое структура после термической обработки представляет собой либо мартенсит, либо мартенсит с небольшой долей избыточных карбидов глобулярной формы.

Заключительной операцией термической обработки цементированных изделий во всех случаях является низкий отпуск при 160...180 °С, в результате которого происходит отпуск мартенсита и снижаются напряжения. Твердость поверхностного

слоя для углеродистой стали равна 60...64 HRC и для легированной 58...61 HRC (снижение вызвано остаточным аустенином). Если же закалку проводить однократно, то содержание остаточного аустенита в легированных сталях достигает 50... 60 %, что значительно снижает твердость.

В результате цементации и последующей термической обработки повышается предел выносливости стальных изделий, понижается чувствительность к концентраторам напряжений. Цементированная сталь имеет высокую износостойкость и контактную прочность.

6.6.2. Азотирование стали

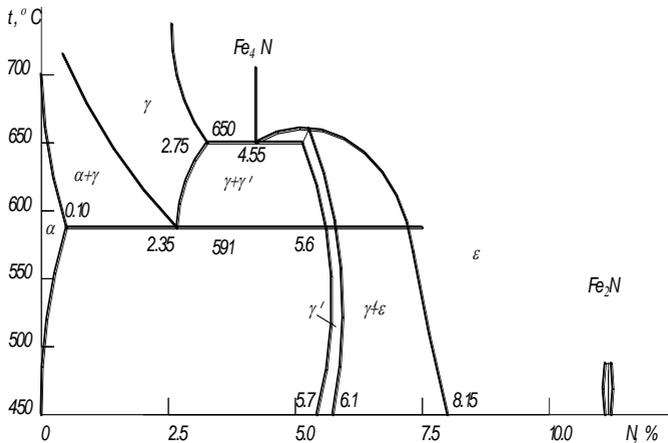


Рис. 96. Диаграмма состояния сплавов системы *Fe - N*

Азотирование - это процесс насыщения поверхностного слоя азотом при нагреве стали в атмосфере аммиака. При азотировании резко повышается температурная устойчивость к сохранению твердости поверхностного слоя, его износостойкость, предел выносливости и сопротивление коррозии. Твердость азотированного слоя выше, чем цементованного, причем сохраняется она до более высоких температур (600...650 °С), в то время как твердость цементованного слоя, имеющего мартенситную структуру, сохраняется только до 200...225 °С.

При азотировании железа образуется несколько фаз (рис. 96): твердый раствор азота в α - железе (α - фаза); γ' - фаза - твердый раствор на основе нитрида железа Fe_4N (5,7...6,1 % N); ε - фаза - твердый раствор азота в нитриде железа $Fe_{2,3}N$ (8,15...11,2 % N). При концентрации азота 11,35 % и температуре 450 °C возможно образование ξ - фазы - Fe_2N .

В области повышенных температур (выше 591 °C) существует твердый раствор азота в γ - железе. Ниже 591 °C происходит эвтектоидный распад γ - фазы на α - и γ' - фазы с образованием азотистого перлита. Скорость азотирования, по видимому, определяется интенсивностью образования атомарного азота по реакции $NH_3 \rightarrow N + 3H$.

Азотирование проводят при температурах как выше эвтектоидной температуры (591 °C), так и ниже. Если азотируют при температуре ниже эвтектоидной, то сначала при насыщении на поверхности образуется α - фаза, затем появляется γ' - фаза, а при еще большем насыщении азотом - ε - фаза. Последовательность расположения фаз в поверхностном слое следующая: $\varepsilon \rightarrow \gamma' \rightarrow \alpha$.

Если же насыщение азотом проводят при температуре выше эвтектоидной, то образуются фазы в последовательности: α , γ , γ' и ε . При охлаждении после азотирования γ - фаза претерпевает эвтектоидный распад.

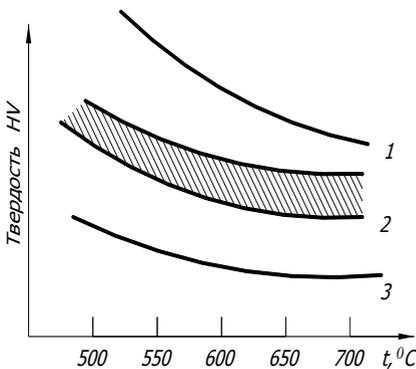


Рис. 97. Влияние температуры процесса на твердость азотированного слоя:

1 - нитраллой 38ХМЮА; 2 - легированные конструкционные стали (40Х; 30ХМА; 18ХНВА и др.); 3 - углеродистые стали (30, 40, 45 и др.)

Обычно азотированию подвергают среднеуглеродистые легированные стали, которые в результате азотирования приобретают высокую твердость и износостойкость, потому,

что в них образуются нитриды специальных элементов. Если же азотировать обычные углеродистые стали (например, Ст3, 40 и др.), то в результате азотирования твердость их невелика (рис. 97).

Технология азотирования

Процесс азотирования включает несколько последовательно выполняемых операций. Сначала проводят операцию улучшения, состоящую в закалке и высоком отпуске. Как правило, закалку проводят при температурах 800...850 °С с охлаждением в воде или масле. Отпуск проводят при температуре, превышающей температуру последующего азотирования. Структура стали после такого отпуска - сорбит. Применяют отпуск не только для устранения коробления, но и для получения твердости, допускающей обработку резанием. После улучшения проводят механическую обработку детали резанием и ее шлифование для придания необходимых размеров.

На следующем этапе обработки участки, не подлежащие азотированию, защищают тонким слоем олова или жидкого стекла и затем проводят азотирование в течение 24...96 ч. После азотирования осуществляют окончательное шлифование и доводку изделия.

Иногда для ускорения применяют двухступенчатый процесс; сначала азотируют при 500...520 °С, а затем при 540...600 °С.

Применение двухступенчатого азотирования уменьшает длительность обработки, но не приводит к снижению твердости. Охлаждение деталей после азотирования проводят вместе с печью в потоке аммиака.

Значительное сокращение времени азотирования (в 2...3 раза) получается при азотировании в «тлеющем разряде», т. е. когда обрабатываемую деталь, находящуюся в разреженной атмосфере, содержащей азот, подключают к отрицательному электроду - катоду. В качестве анода служит контейнер. Между катодом и анодом возникает тлеющий разряд. В рабочем пространстве увеличивается концентрация атомарного азота, деталь нагревается до температуры насыщения в результате бомбардировки ионами газа.

Еще более быстрым является азотирование в жидких средах - расплавленных цианистых солях (*тенифер-процесс*).

Как и при газовом азотировании, так и при *тенифер-процессе* твердость азотированного слоя составляет 300...350 HV для углеродистых сталей, а для легированных может меняться от 600 до 1100 HV. При жидкостном азотировании не происходит ни коробления деталей, ни заметного изменения их размеров. Недостатками этого процесса являются токсичность и высокая стоимость цианистых солей.

6.6.3. Цианирование и нитроцементация

Цианированием и нитроцементацией называют процесс одновременного насыщения поверхности изделия углеродом и азотом. Цель обоих процессов - одна: повысить твердость и износостойкость стальных изделий. Различие процессов - в способе насыщения и насыщающей среде. Цианирование проводят в расплавленных солях, содержащих цианистый натрий. В отличие от тенифер-процесса, цианирование ведут при более высоких температурах (820...860 °С).

Цианированный слой содержит углерода меньше, чем цементованный (примерно 0,6...0,7 %), а азота в нем 0,8...1,2 %. Изделия после цианирования прямо из ванны подвергают закалке, а затем - низкому отпуску при 180...200 °С. Цианированный слой имеет большую по сравнению с цементованным износостойкость и более высокий предел выносливости, его твердость 58...62 HRC.

Различают среднетемпературное цианирование (при 820...860 °С) и высокотемпературное (930...960 °С). При высокотемпературном цианировании получается более толстый слой и его применяют для более крупных деталей.

В отличие от цианирования - нитроцементацию проводят в смеси науглероживающего газа и аммиака. Важно, что при этом скорость диффузии углерода выше, чем при обычной цементации, несмотря на то, что температура нитроцементации почти на 100 °С ниже (850...860 °С). Установлено, что ускорение диффузии углерода вызвано присутствием азота.

После нитроцементации изделия закаливают либо прямо из печи, либо с подстуживанием до 800...825 °С. Иногда применяют ступенчатую закалку. После закалки всегда дают низкотемпературный отпуск (160...180 °С).

Структура нитроцементованного слоя состоит из мелкокристаллического мартенсита, мелких, равномерно распределенных карбонитридов (25...30 %) и остаточного аустенита.

После закалки и отпуска твердость нитроцементованного слоя составляет 58...64 *HRC* (5700...6900 *HV*)..

Газовой нитроцементации подвергают детали сложной формы, склонные к короблению. Преимущества метода нитроцементации по сравнению с газовой цементацией состоят в меньшей деформации и короблении деталей, что обусловлено меньшей длительностью процесса.

Нитроцементация имеет преимущества и перед цианированием, так как для ее проведения не применяются ядовитые соли, а также возможно более точное регулирование содержания углерода и азота в слое. В последнее время вместо тениферпроцесса расширяется применение низкотемпературной нитроцементации (при 570 °С в течение 0,5...3 ч) в атмосфере, содержащей 50 % эндогаза (экзогаза) и 50 % аммиака. При низкотемпературной нитроцементации на поверхности образуется слой карбонитрида $Fe_3(N,C)$, твердость которого в легированных сталях достигает 5000...11000 *HV*.

6.6.4. Борирование

Борированием называют процесс поверхностного насыщения поверхностных слоев стальных изделий бором при температуре 900...950 °С в течение 2...6 ч. Для борирования применяют карбид бора (B_4C) и буру ($Na_2B_4O_7$), ферробор, аморфный бор, диборан (B_2H_6) и другие боросодержащие вещества.

Цель борирования - повышение твердости, износостойкости и некоторых других свойств стали. Диффузионный слой толщиной 0,05...0,15, состоящий из боридов FeB и Fe_2B обладает высокой твердостью (*HV* до 21000 МПа), стойкостью к абразивному изнашиванию, коррозионной стойкостью, поэтому его при-

меняют для повышения стойкости бурильного и штампового инструмента.

6.6.5. Диффузионная металлизация

Диффузионной металлизацией называют процесс поверхностного насыщения стали металлами. Насыщение алюминием называется *алитированием*, хромом - *хромированием*, кремнием - *силицированием*, титаном - *титанированием* и т. д. В результате насыщения поверхности указанными металлами повышается определенный комплекс свойств (износостойкость и твердость, коррозионная стойкость, жаростойкость и др.). Существуют различные способы осуществления диффузионной металлизации.

При насыщении стали металлами с низкой температурой плавления (алюминий, цинк), чаще применяют их расплавы, а для более тугоплавких (кремний, ванадий) используют контакт стали либо с их порошковыми ферросплавами, либо летучими хлоридами металлов ($AlCl_3$, $CrCl_2$, $SiCl_4$ и др.).

Алитирование проще проводить отжигом в порошкообразных смесях либо методом напыления с последующим диффузионным отжигом при 900...1100°C.

В результате окисления алюминия после алитирования на поверхности стали образуется пленка Al_2O_3 , предохраняющая ее от окисления и сталь приобретает повышенную коррозионную стойкость. Толщина алитированного слоя обычно составляет 0,2...1,0 мм. Алитированию подвергают детали, длительно работающие при высоких температурах (чехлы термонар, детали различных ковшей, топки газогенераторных машин).

Хромирование изделий проводят чаще всего в порошкообразных смесях (например, в смесях, содержащих 50 % феррохрома, 49 % оксида алюминия и 1 % хлористого аммония). При высокой температуре (1000...1050 °C) происходит диссоциация NH_4Cl , образование $CrCl_2$, диссоциация его на поверхности изделия с образованием адсорбированного слоя активных ионов Cr^+ и диффузия их в сталь. По структуре диффузионный слой представляет твердый раствор хрома в α - железе, если хромируют техническое железо, а при насыщении стали в хро-

мистом феррите распределяются специальные карбиды хрома $(Cr,Fe)_7C_3$, $(Cr,Fe)_{23}C_6$. Карбидный слой обладает высокой твердостью, достигающей 12000...13000 *HV*. В последнее время применяют также *глубокое хромирование* (на глубину от 2 до 8 мм, осуществляемое при высоких температурах (1400...1450 °C)). Хромирование применяют для деталей, работающих на износ в агрессивных средах (детали паросиловой аппаратуры, пароводяная арматура и др.).

Силицирование проводят для повышения стойкости изделий в морской воде, различных кислотах (серной, соляной, азотной), в порошкообразных смесях (70 % ферросилиция, 20 % шамота, 5 % *HCl*), но чаще - в газообразной среде (*SiCl₄*) при 950...1000 °C.

Силицированный слой представляет собой твердый раствор кремния в α - железе. Он отличается повышенной пористостью, глубина его 0,3...1 мм.

Твердость силицированного слоя невысока (2000...3000 *HV*), но после предварительной пропитки маслом при 170...200 °C он обладает высокой износостойкостью. Силицированию подвергают детали оборудования для химической, нефтеперерабатывающей промышленности т. п.

При титанировании поверхностный слой в низкоуглеродистой стали отличается повышенными коррозионными свойствами, а в средне- и высокоуглеродистых - также и высокой твердостью (до 27000 *HV*) и износостойкостью.

Титанирование проводят в порошкообразных смесях (например, 75 % порошка низкоуглеродистого титана, 15 % плавленого шпата, 4 % фтористого натрия и 6 % соляной кислоты). Процесс проводят при 800...1000°C. Разрабатываются также способы газового титанирования - при пониженном давлении и температуре 1000 °C в присутствии титанового порошка или губки. Продолжительность процесса от 2 до 6 ч. Образующийся поверхностный титанированный слой имеет очень высокую твердость.

Так у стали 45 поверхностная твердость достигает 27000 *HV*. Титанирование применяют для лопастей гребных винтов, поршней судовых двигателей, фильер для протяжки проволоки и т. п. При титанировании фильер из стали их износостойкость на 30 %

превышает стойкость металлокерамического твердого сплава **ВК8**.

Существуют способы многокомпонентного насыщения поверхности несколькими металлами и металлоидами. В случае насыщения металлами на поверхности образуются слои со свойствами, характерными для легированных сталей. Наиболее широко пока разрабатывают методы двухкомпонентного насыщения (например, один из компонентов - бор, повышающий износостойкость, а второй - алюминий, повышающий жаростойкость). Кроме **бороалитирования** применяют также **боросилицирование**, **боротитанирование**, **бороазотирование** и многие другие.

Износостойкость бороалитированных, борохромированных, бороцирконированных изделий ниже, чем просто борированных, но эти покрытия менее хрупки и изделия выдерживают более высокие динамические нагрузки.

Еще более высокие свойства поверхностных слоев получаются при трех- и более компонентном насыщении. Применяют также способ осаждения покрытий из карбидов и нитридов титана, циркония и других элементов. Стойкость инструмента с покрытиями из карбидов титана повышается в 2,5...3,5 раза.

Толщина карбидного слоя 3...6 мкм получается за 2...3 ч при 1000 °С. В последнее время используют резцы с покрытиями из нитридов титана.

Контрольные вопросы к главе 6

1. Приведите определения основных процессов термической обработки: отжига, нормализации и закалки.
2. Какие вам известны разновидности процесса отжига и для чего они применяются?
3. Какова природа фазовых и термических напряжений?
4. Какие вам известны разновидности закалки и в каких случаях они применяются?
5. Каковы виды и причины брака при закалке?
6. Какие Вам известны группы охлаждающих сред и каковы их особенности?

7. От чего зависит прокаливаемость стали и в чем ее технологическое значение?
8. Какие вам известны технологические приемы уменьшения деформации при термической обработке?
9. Для чего и как производится обработка холодом?
10. Как изменяются скорость и температура нагрева изделий из легированной стали по сравнению с углеродистой?
11. В чем сущность и особенности термомеханической обработки?
12. Как влияет поверхностная закалка на эксплуатационные характеристики изделия?
13. Как регулируется глубина закаленного слоя при нагреве токами высокой частоты?
14. Каковы сущность и назначение диаграмм допустимых и преимущественных режимов нагрева под закалку токами высокой частоты?
15. Каковы преимущества поверхностной индукционной закалки?
16. В чем заключаются физические основы химико-термической обработки?
17. Сущность процесса азотирования.
18. Сущность процесса цементации.
19. Назначение цементации и режим термической обработки после нее.
20. Чем отличаются режимы цементации легированной и углеродистой стали?
21. Каковы свойства цементированных и азотированных изделий?
22. Сущность и назначение процесса цианирования.
23. В чем различие между диффузионным и гальваническим хромированием?
24. Для каких целей и как производится нитроцементация?
25. Сущность и назначение процесса борирования.
Как влияет поверхностное упрочнение на эксплуатационные характеристики изделий?

ВВЕДЕНИЕ

Сложные условия работы деталей современных машин и механизмов предъявляют самые разнообразные требования к структуре и свойствам материалов, формируемых различными способами термической, химико-термической и др. обработок.

Специфические условия пищевых производств: повышенная влажность, высокая и низкая (до 270°C) температура, большие перепады температуры, непосредственный контакт и пищевыми продуктами и агрессивными средами, абразивное воздействие некоторых продуктов предъявляют особые требования к выбору материалов для пищевого и холодильного оборудования.

Материалы, применяемые в пищевом и холодильном машиностроении, должны отвечать общим требованиям, предъявляемым к материалам, находящимся в контакте с пищевыми продуктами, материалы не должны содержать вредных для здоровья элементов или вступать в реакцию химического взаимодействия с продуктами, разрушаться под действием пищевых сред, моющих или дезинфицирующих средств и смазочных материалов.

Одним из основных требований к материалам, применяемым в пищевом машиностроении, является их высокая коррозионная стойкость. Продукты коррозии, смешиваясь с пищевыми продуктами, снижают их качество и нередко делают их совершенно непригодными для питания. При наличии коррозии скорость ее должна быть минимальной. Продукты коррозии не должны быть токсичными и не должны влиять на органолептические свойства пищевых продуктов (вкус, запах, цвет и т.п.).

Пищевые машины и холодильные аппараты изготавливают из разнообразных материалов. Для изготовления станин и корпусных деталей пищевых машин используют серый чугун марок СЧ15 и СЧ18 (ГОСТ 1412-79); ответственные и высоконагруженные детали сложной конфигурации (цилиндры, головки матриц макаронных прессов и т.д.) изготавливают из серого чугуна марок СЧ20 и СЧ30. В отдельных случаях применяют износостойкий легированный чугун ИЧХ (детали насосов и других деталей оборудования сахарного производства), отбеленный чугун (мукомольные валки и др.).

Углеродистые и легированные конструкционные стали находят широкое применение для изготовления пищевого оборудования. Рабочие органы измельчителей, ножи шпигорезок, кондитерского и другого оборудования изготавливают из углеродистых и легированных сталей. Лучшим материалом с точки зрения износостойкости и режущих свойств для решеток измельчителей мяса являются стали ШХ15 и ШХ15СГ.

Детали пищевого оборудования, непосредственно контактирующие с перерабатываемыми пищевыми продуктами и подвергаемые санитарной обработке агрессивными моющими средствами, работающие при высоких температурах изготавливают из коррозионно-стойких высоколегированных и жаростойких сталей и сплавов 12Х18Н10Т, 40Х13, 12Х17, 20Х13Н4Г9 и других (ГОСТ 5632-72). Для экономии никельсодержащих сталей рекомендуют заменять их безникелевыми сталями марок 08Х18ФТ1, 10Х14АГ15, 12Х13Г18Д или сталями с пониженным содержанием никеля типа 04Х25Н5М2, а также широко использовать пластмассы.

Для изготовления пищевого и холодильного оборудования используют цветные металлы и сплавы: медь марки МЗ (маслопроводы, испарители, перегонные трубы и т.п.); медные сплавы (латуни Л63, ЛК80-3Л, бронзы оловянные литейные БрО5Ц5С5, БрО3Ц7С5Н1 (ГОСТ 613-79), бронзы безоловянные БрА9Ж3Л, БрА10Ж4Н4Л, БрА9Мц2Л (ГОСТ 493-79) для теплообменной аппаратуры, арматуры, шестерен и деталей насосов, сварных котлов и резервуаров и др.); алюминий марок А7, А5, А10 (для изготовления емкостей, трубопроводов, посуды); деформируемые алюминиевые сплавы марок АД0, АД1, АМц, Д1, Д16 и др. (поплавки молочных сепараторов, стаканы центрифуг, детали рассевов, тестомесильных дежей и т.п.) литейные алюминиевые сплавы марок АЛ2, АЛ4, АЛ9 и др. (корпуса насосов и редукторов, арматура, кронштейны, мешалки и т.п.). Пищевое олово марок О1 и О2 (ГОСТ 860-75), цинк марки Ц3 (ГОСТ 3640-94) используют в качестве защитных покрытий пищеварочных котлов, арматуры молокопроводов и других деталей, контактирующих с пищевыми средами.

В последнее время для изготовления деталей пищевых машин и холодильных аппаратов успешно применяют титан и

сплавы на его основе марок ВТ1-0, АТЗ, ВТЗ-1, ОТ4 и др. в виде отливок, листов, штамповок. Достоинствами титана и его сплавов являются малая плотность, высокие прочностные характеристики, высокая коррозионная стойкость, жаропрочность. Это дает возможность применять титан и его сплавы в конструкциях варочных котлов, змеевиков, теплообменников и другой нагревательной аппаратуры, центрифуг и насосов, емкостей и аппаратов тепловой обработки виноматериалов и т.п.

Из неметаллических материалов в пищевом и холодильном машиностроении нашли применение различные полимеры и пластмассы на их основе: полиэтилен низкой плотности (футеровочный материал для трубопроводов, шестерен и т.п.), полипропилен, полистирол, пенопласт (теплоизоляционный материал), винипласт (трубы, стержни, бункеры, арматура и т.д.), фторопласт-4 (матрицы к тесторазделочным и макаронным прессам, облицовка валов для раскатки теста и формования конфет), фенопласты, текстолит и стеклотекстолит (шестерни, втулки, подшипники и т.п.), пищевая резина и др.

Для изготовления основных частей пищевых сосудов и аппаратов, работающих под давлением, применяют в основном стали марок Ст3, Ст4, 20К.

В последнее время в пищевых и холодильных аппаратах стали использовать двухслойные коррозионно-стойкие стали (биметаллы) с основным слоем из углеродистой стали обыкновенного качества ВСт3кп или стали 20К. В качестве плакирующего слоя, контактирующего с агрессивной технологической средой, используют нержавеющие стали марок 08Х13, 08Х17Т, 15Х25Т, 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т, причем толщина плакирующего слоя составляет в среднем 20% от общей толщины биметалла, что ведет к снижению его стоимости по сравнению с монолитной нержавеющей сталью при равной толщине листа и сокращению расхода дефицитных никельсодержащих сталей.

Отраслевыми стандартами (ОСТ 27-00-223-75 и др.) установлены ограничения на марки и сортамент материалов, применяемых в пищевом и холодильном машиностроении, что способствует повышению уровня унификации и технологичности пищевых машин и аппаратов.

Оборудование, предназначенное для переработки пищевого сырья, имеет свои особенности, заключающиеся в воздействии на поверхность деталей перерабатываемого сырья (зерно, мясо, овощи и др.) или моюще-дезинфицирующих растворов при санитарной обработке машин и аппаратов. В ряде случаев большое значение имеет и среда, в которой работают трущиеся детали машин (например, оборудование сахарных заводов подвержено воздействию абразивных частиц).

Известно также, что в состав продуктов растительного и животного происхождения входят в большом количестве сильные поверхностно-активные вещества (олеиновая, стеариновая кислоты и др.), которые оказывают большое влияние на механизм и интенсивность изнашивания поверхностного слоя.

Таким образом, при выборе материала для изготовления тех или иных деталей машин пищевого и холодильного машиностроения необходимо хорошо представлять условия их эксплуатации.

Глава 1

СТАЛИ И СПЛАВЫ ЧЕРНЫХ МЕТАЛЛОВ

1.1. Общие требования, предъявляемые к конструкционным материалам

Конструкционными называют стали и сплавы, применяемые для изготовления деталей машин, конструкций и сооружений. Это - один из наиболее широко используемых и отличающийся разнообразием свойств класс материалов.

Такие материалы должны обладать высокими эксплуатационными свойствами, хорошей технологичностью, экономичностью и быть недефицитными.

Для обеспечения надежных эксплуатационных свойств они должны обладать высокой конструкционной прочностью.

Конструкционная прочность (прочность материала в конструкции) - это комплекс свойств, обеспечивающий длительную и надежную работу изделия в конкретных условиях эксплуатации. Следовательно, конструкционная прочность опре-

деляется не только свойствами самого материала, но также и условиями нагружения (статические, циклические или ударно-циклические нагрузки), температурной областью эксплуатации изделия, средой, в которой изделию предстоит работать (жидкой, газообразной, высокоагрессивной и т.п.).

В частности, при выборе конструкционных материалов для деталей аппаратов пищевого машиностроения, кроме общих требований, предъявляемых к механической прочности, технологичности, основными являются высокая коррозионная стойкость при длительном воздействии пищевых сред в условиях повышенных температур и давлений, а также моющих и дезинфицирующих средств. Еще одним обязательным требованием является необходимость учета токсичности материалов и продуктов их коррозии при контакте с пищевыми средами, и разрешение Минздрава РФ на их применение.

Конструкционная прочность объединяет такие понятия как *прочность* (сопротивление материала пластической деформации), *надежность* (сопротивление хрупкому разрушению) и *долговечность* (сопротивление материала постепенному разрушению, его способность обеспечить работу изделий в течение заданного времени).

В зависимости от конкретных условий эксплуатации изделий, в комплексе характеристик, входящих в понятие конструкционной прочности, превалируют те или иные сочетания свойств.

Так, например, если изделия работают в условиях высоких температур, то основные требования предъявляются к их *жаропрочности и жаростойкости*, а при эксплуатации их при низких температурах важной является *хладноломкость*. При статических нагрузках критериями прочности служат пределы текучести $\sigma_{0,2}$ и временное сопротивление σ_B .

Следовательно, при оценке конструкционной прочности необходимо применять те критерии, которые наиболее полно отражают прочностные свойства в условиях эксплуатации. Поэтому инженеру требуется хорошо освоить теоретические основы методов воздействия на прочностные и пластические свойства материалов, изложенные в предыдущих разделах.

Оценка надежности материала является важнейшим эта-

пом проектирования, поскольку *хрупкое разрушение* изделий приводит к опасным аварийным последствиям. В качестве характеристик, определяющих надежность конструкционных материалов, служат показатели пластичности (δ и ψ) и ударной вязкости K_{IC} . Но, к сожалению, эти показатели, измеренные на лабораторных образцах, достаточно правильно отражают поведение в эксплуатации изделий, изготовленных из материалов с невысокой прочностью. При использовании же более прочных и соответственно менее пластичных материалов, указанных характеристик для оценки конструкционной прочности оказывается недостаточно и требуется учитывать сопротивление хрупкому разрушению - *хладноломкость и трещиностойкость материалов*, а именно такие параметры, как T_{50} (температуру, при которой излом образцов на 50 % является *вязким*) и *параметр вязкости разрушения K_{IC}* . В отличие от параметра хладноломкости, параметр K_{IC} может быть использован в расчетах конструкционной прочности изделий из высокопрочных материалов, так как он позволяет оценивать допустимые напряжения при известных размерах трещин, или, наоборот, допустимый размер трещин при данном уровне приложенных напряжений. Чем выше коэффициент K_{IC} , тем надежнее материал в отношении сопротивления хрупкому разрушению.

Долговечность конструкций и изделий зависит от условий их эксплуатации и характеризуется такими параметрами, как *сопротивление ползучести, усталости и износу*.

Но следует отметить, что во многих случаях при оценке конструкционной прочности можно пока дать только общие рекомендации по выбору комплекса свойств. Надежно предсказать поведение металла в той или иной конструкции на основании лишь лабораторных испытаний механических свойств затруднительно. Поэтому оценку конструкционной прочности проводят на основании результатов натурных и стендовых испытаний. Это довольно дорогая операция, однако пока она является необходимой, особенно при проектировании ответственных деталей и конструкций.

В связи с возрастающими требованиями к снижению металлоемкости конструкций, растут и требования к повышению конструкционной прочности.

Для ее повышения используют материаловедческие, технологические и конструкторские методы. Материаловедческие методы направлены на создание материалов с наиболее благоприятным сочетанием прочностных и пластических характеристик. Природа высокой прочности (высокого сопротивления движению дислокаций) была рассмотрена в гл. 3, Часть I. Для повышения прочности применяют легирование, не только повышающее прочность межатомных связей, но и меняющее фазовый состав. Сочетания высокой прочности с пластичностью добиваются совмещением методов пластической деформации с термической обработкой (методы **ТМО**).

Из числа технологических приемов, направленных на повышение конструкционной прочности, следует отметить металлургические способы повышения качества металла (снижение содержания вредных примесей, неметаллических включений и др.). Для этого используют различные современные методы **электрошлаковый переплав** (ЭШП), **электронно-лучевой** (ЭЛП), и **вакуумно-дуговой** (ВДП).

Для повышения **износостойкости и усталостной долговечности** используют различные методы упрочнения поверхности (**поверхностный наклеп**, осуществляемый обдувкой дробью, обкаткой роликами, **ультразвуковую обработку, химико-термическую, лазерную термическую закалку и ионную имплантацию**).

Если в конструкции нельзя избежать глубоких канавок и надрезов, то их подвергают локальной обработке, снижающей уровень напряжений, в частности **лазерной**.

В последние десятилетия все шире используют **композиционные** материалы, сочетающие легкую пластичную матрицу с жесткими армирующими волокнами или частицами.

Следует отметить, что из множества конструкционных материалов, стали, титановые и алюминиевые сплавы обеспечивают критерии надежности и долговечности изделий в довольно широком диапазоне требований и являются в некотором роде универсальными.

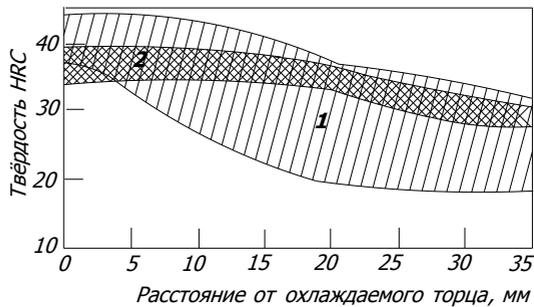
1.2. Конструкционные стали общего назначения

В зависимости от химического состава конструкционные стали общего назначения делятся на **углеродистые, низколегированные** (с содержанием легирующих элементов $< 5\%$), **среднелегированные** (от 5 до 10 %) и **высоколегированные** (более 10 % легирующих элементов). Как углеродистые, так и легированные стали разделяют на **низкоуглеродистые** ($< 0,3\%$ C), **среднеуглеродистые** (0,3...0,7% C) и **высокоуглеродистые** (более 0,7 % C). В общем объеме производства конструкционных сталей углеродистые составляют более 80 %.

Несмотря на существенно меньшую долю производства легированных сталей, их роль в машиностроении весьма велика и определяется воздействием легирующих элементов на их свойства и структурные составляющие.

Сведения о влиянии легирующих элементов на конструкционную прочность необходимы инженеру для обоснованного выбора марок стали.

Рис. 1. Полосы прокаливаемости для сталей **12ХНЗ (1)** и **12Х2Н4А (2)**



Большинство легирующих элементов (за исключением никеля)

при их содержании $> 1\%$ снижают ударную вязкость стали. Кроме прямого упрочняющего воздействия, такие элементы, как хром, молибден, никель и бор, повышают прокаливаемость, и поэтому часто проводят комплексное легирование (**Cr + Mn**), (**Cr + Mo**), (**Cr + Ni**) (рис. 1). При этом следует учитывать, что марганец способствует росту зерна и повышает **порог хладноломкости**. Поэтому легирование марганцем дополняют легированием титаном, бором, ванадием и другими элементами, измельчающими зерно. Для снижения порога хладноломкости используют никель и молибден, а молибден и вольфрам вводят так же и для уменьшения склонности стали к отпусковой хруп-

кости. Кремний значительно повышает прочностные свойства, но одновременно повышает также порог хладноломкости, поэтому его содержание обычно не превышает 2 %.

Следует также учитывать, что такие легирующие элементы, как никель, молибден и вольфрам, являются не только дорогими, но и дефицитными. Поэтому их содержание, как правило, не превышает 1...5 % *Ni*; 0,8...1,2 % *W* и 0,2...0,4 % *Mo*. В высокопрочных конструкционных сталях, используемых в наиболее ответственных деталях и конструкциях, содержание таких элементов определяется их оптимальным воздействием на свойства.

1.2.1. Углеродистые конструкционные стали

Стали обыкновенного качества (ГОСТ 380-2005) используются, главным образом, в металлоконструкциях при промышленном и жилищном строительстве, мостостроении, а также для изготовления многих деталей, работающих при относительно низких нагрузках.

Стали группы А поставляют с гарантируемыми механическими свойствами. Их используют для деталей и конструкций, в которых при изготовлении сохраняются исходные свойства и термическая обработка не требуется.

Для сварных конструкций применяют **стали группы В** (например, сталь **ВСтЗ**), и основным технологическим требованием, предъявляемым к ним, является хорошая свариваемость (под свариваемостью понимают способность стали образовать сварной шов с прочностью равной прочности основного объема металла). Стали группы **В** поставляют не только с гарантированными механическими свойствами, но и с определенным составом. Для сталей **группы Б** гарантирован лишь химический состав.

Стали группы **А** часто выпускают для специального назначения, которое отражается при маркировке. Например, стали для мостов **СтЗ-мост**, либо для судовых корпусов **Ст1-с** и др. Специальные требования к таким сталям оговариваются в ГОСТах.

В сельскохозяйственном машиностроении для холодной

штамповки деталей используют среднеуглеродистые стали (*См3, См4*). Для снижения износа деталей из этих марок, их часто подвергают цементации.

Детали, изготовленные из сталей группы **Б**, поставляемые с негарантируемыми механическими свойствами, иногда для повышения свойств подвергают термической обработке.

В продовольственном машиностроении из сталей типа *См3, См5* изготавливают сварные корпуса сосудов и аппаратов, работающих под давлением, детали для оборудования свеклосахарного производства (пальцы, цепи элеватора, валы свекломолок), детали устройств мукомольной и хлебопекарной (ролики и т.д.), мясо- и маслоперерабатывающей промышленности.

Для изготовления легких рельсов, колес вагонов, различных валов и шестерен, крюков, крепежных деталей, используют стали с повышенным содержанием углерода (*См5, ВСм5, См6* и др.), с более высокими механическими свойствами.

Углеродистые конструкционные качественные стали (ГОСТ 1050-88) от сталей обыкновенного качества отличаются более высокой чистотой (меньшее содержание серы, фосфора и других примесей). Кроме того, иногда в них вводят повышенное количество марганца.

Низкоуглеродистые качественные стали (*05, 08, 08кп, 10, 15, 20*) сочетают не очень высокую прочность с высокой пластичностью, хорошей свариваемостью и штампуемостью.

Из них изготавливают различные малонагруженные детали (оси, втулки, валики). Из стали *08кп* штамповкой изготавливают детали, требующие глубокой вытяжки. Сталь *08кп* широко применяют для подвергаемых эмалированию деталей различных аппаратов продовольственного машиностроения, для изготовления емкостей, для жарки мясных и рыбных полуфабрикатов, выпечки хлебобулочных изделий.

Из сталей *08, 10, 20* изготавливают различные сварные конструкции. Для повышения механических свойств низкоуглеродистых качественных сталей применяют термическую обработку (закалку + низкий отпуск), а также цементацию и цианирование. В пищевой промышленности из этих сталей часто изготавливают теплообменные аппараты.

Среднеуглеродистые конструкционные стали (марки *35,*

40...55), в зависимости от требуемых свойств, применяют как в нормализованном состоянии, так и после других видов термической обработки. Одним из этих видов является **улучшение**, позволяющее повысить и прочность и вязкость, но при этом снижается и порог хладноломкости (рис. 2). При конкретном назначении марок стали необходимо учитывать их прокаливаемость.

Рис. 2. Зависимость механических свойств стали 40 от температуры отпуска

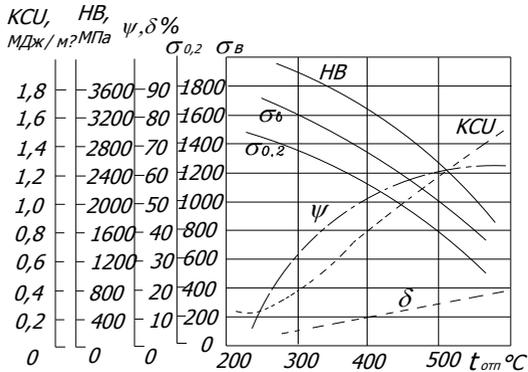
Из сталей этой группы изготавливают зубчатые колеса, валы, шатуны и другие детали. Для повышения их поверхностной

прочности применяют ТВЧ и лазерную закалку.

Высокоуглеродистые конструкционные стали (марки **60, 70, ..., 85**, а также **60Г, 65Г**) сочетают высокую прочность ($\sigma_{0,2} = 800$ МПа, $\delta = 3\%$, $\psi = 20...25\%$) и износостойкость с высокими упругими свойствами. Эти свойства достигаются закалкой (в воде или масле) и средним отпуском ($400...430$ °С) либо изотермической закалкой. Их используют как рессорно-пружинные. Пружины изготавливают не только в термически обработанном состоянии, но также и из холоднотянутой проволоки (серебрянки). Для снятия напряжений рекомендуется отжиг при $250...300$ °С.

После закалки и отпуска либо после поверхностной закалки ТВЧ или лазерной детали износостойки как при статических, так и при циклических нагрузках (ножи, пилы мясорезательных, овощеобрабатывающих и свеклорезательных машин, кулачки, ролики, пальцы, валы дробилок в сельскохозяйственном машиностроении и др.).

Общим недостатком всех углеродистых конструкционных



сталей является недостаточная прокаливаемость и необходимость закалки с высокой скоростью. Поэтому в машиностроении углеродистые стали используют в основном лишь для деталей небольших сечений.

1.2.2. Низколегированные конструкционные стали

Наибольшее использование в машиностроении, судостроении и промышленном строительстве получили низкоуглеродистые и среднеуглеродистые низколегированные стали (ГОСТ 19281-89).

Наилучшей свариваемостью обладают низкоуглеродистые стали (**09Г2С**, **16ГС**, **15ГФД** и др.), а также стали с карбонитридным упрочнением, содержащие кроме углерода азот и карбидообразующие элементы (**16Г2АФ**, **14Г2АФД**, **08Г2ФСБ** и др.). Их применяют в судо- и вагоностроении, для нефте- и газотрубопроводов, различных резервуаров, сварных мостостроительных конструкций. В продовольственном машиностроении стали **16ГС**, **15ГФ** используют для корпусов и днищ аппаратов, фланцев и других деталей, работающих при температурах от -40 до +475 °С под давлением.

Детали из сталей **20ХН**, **18ХГТ**, **12ХНЗ**, **20ХНЗА** и др. чаще всего применяют после цементации с последующей закалкой и низким отпуском. После обработки они имеют высокую прочность и поверхностного слоя (около 60 **HRC**) и вязкую (20...30 **HRC**) сердцевину. Иногда закалку проводят в масле. При этом прочность сердцевины значительно повышается (за счет бейнитного превращения) и возрастает работоспособность деталей.

Низкоуглеродистые легированные стали имеют низкий порог хладноломкости (в области отрицательных температур).

После закалки и отпуска в них получается хорошее сочетание высокой прочности ($\sigma_{0,2} = 1100 \dots 1300$ МПа) с высокой пластичностью ($\delta = 10 \%$, $\psi = 40 \dots 45\%$) и вязкостью $KCU = 0,8$ МДж/м²), поэтому их используют и для изготовления деталей без цементации.

Для мелких деталей (сечением < 25 мм) используют более дешевые хромистые стали (**20Х**, **15ХФ**, **20ХР** и др.

Сталь **20X** разрешена для изготовления деталей, непосредственно контактирующих с пищевыми средами, и ее используют для изготовления деталей перекачивающих насосов, маслоотжимных шнековых прессов и др.

Для крупных деталей (сечением более 100 мм) ответственного назначения применяют хромоникелевые и сложнолегированные стали (**12XН3А, 20X2Н4А, 18X2Н4МА** и др.).

Среднеуглеродистые легированные стали содержат 0,3...0,5 % С, 3...5 % легирующих элементов (**Cr, Ni, Mn, Si, W, Mo**) и небольшое количество элементов, измельчающих зерно (**Ti, Nb, Zr, V**).

По прокаливаемости легированные стали разделяют на четыре группы.

К первой группе относятся стали, легированные хромом или хромом и бором (**40X, 40XP**).

Ко второй группе - легированные, кроме хрома, еще марганцем, кремнием и молибденом (**40XГ, 30XГС, 30XГТ** и др.).

К третьей группе относятся стали, легированные никелем в количестве 1...1,5% (**40XН, 40XНМ** и др., в них прокаливаемость достигается в сечениях до 70 мм).

Еще большая прокаливаемость достигается путем легирования 2...3 % Ni и дополнительно молибденом и вольфрамом, снижающим отпускную хрупкость и порог хладноломкости (**30XНЗ, 38XНЗМФ** и др.). Эти стали, наиболее глубоко прокаливающиеся, относятся к **четвертой группе**.

Следует отметить, что **полной прокаливаемости** (т.е. закалки на мартенсит) во всем сечении добиваются для изделий, испытывающих высокие ударные нагрузки или же большие растягивающие напряжения. При изгибе лучше ограничиться прокаливаемостью изделий на половину сечения.

Среднеуглеродистые низколегированные стали в технике чаще используют как улучшаемые.

Стали **40X, 50X** рекомендуются для деталей сечением < 25 мм, работающих без высоких ударных нагрузок.

Хромоникелевые стали (**40XН, 45XН**) обладают высокой прокаливаемостью, и их применяют для изготовления деталей больших размеров (диаметром до 100 мм). Они имеют хорошую прочность и вязкость. Сопrotивление хрупкому разрушению

растет с повышением содержания никеля, которое в улучшаемых сталях не должно превышать 3 %. Такие стали обладают высокой прочностью, их применяют для наиболее ответственных деталей (валов, роторов турбин, муфт, деталей редукторов, затяжных колец, барабанов сепараторов и др.).

Хромокремнемарганцевые стали - *хромансили* (*30ХГСА*, *35ХГСА* и др.) хорошо штампуются, обрабатываются резанием, поэтому широко используются в автомобильной промышленности, сельскохозяйственном машиностроении и других отраслях промышленности.

Среднеуглеродистые легированные стали используют и в качестве рессорно-пружинных. Они должны обладать высоким сопротивлением малым пластическим деформациям, хрупкому разрушению, иметь повышенную релаксационную стойкость, хорошую прокаливаемость. Стали содержат более 0,5 % углерода.

Наиболее широко в промышленности используют кремнистые стали *65С*, *55С2*, *60С2А*, *70С3А*. Кремний задерживает распад мартенсита при отпуске, значительно упрочняет феррит. У кремнистых сталей также высокие пределы текучести и упругости. Их применяют для пружин вагонов и автомобильных рессор. Для уменьшения склонности к обезуглероживанию и росту зерна при нагреве, для повышения предела выносливости кремнистые стали дополнительно легируют хромом, марганцем, вольфрамом, никелем и ванадием. Стали *60С2ХФА*, *65С2ВА* применяют для изготовления пружин, работающих в условиях высоких нагрузок. Сталь *65Г* разрешена для непосредственного контакта с пищевыми средами, а также ее используют для пружин, амортизаторов, зажимных цанг, корпусов подшипников и др.

К этим сталям предъявляются высокие требования по чистоте поверхности, дефекты которой ухудшают долговечность пружин и рессор. Для получения оптимального предела выносливости твердость сталей не должна превышать 42...48 *HRC*.

Для отпуска пружин и рессор после закалки обычно применяют среднетемпературный отпуск (при 400...520 °С). Но лучшее сопротивление хрупкому разрушению и усталости стали получают после изотермической закалки.

К числу высокоуглеродистых низколегированных сталей относятся шарикоподшипниковые стали.

Одно из важных условий, предъявляемых к подшипниковым сталям, - это высокие требования по содержанию примесей и неметаллических включений, особенно оксидных, которые очень вредны. Их содержание должно быть минимальным. Действие сульфидных включений оказывается полезным, и поэтому содержание серы в шарикоподшипниковых сталях должно быть близким к 0,015 %. Положительная роль сульфидных включений заключается в том, что в отличие от оксидных, имеющих большой коэффициент расширения и вызывающих напряжения в матрице, сульфидные включения имеют коэффициент расширения одинаковый с матрицей и как бы служат демпферами между оксидными включениями и матрицей.

Высокие требования, предъявляемые к однородности свойств и чистоте подшипниковых сталей, определяются высокими циклическими нагрузками и большими контактными напряжениями (до 6000 МПа) работающих деталей. Очень большое влияние на свойства оказывают условия выплавки. В настоящее время применяют электрошлаковый переплав (ЭШП), вакуумно-дуговой переплав (ВДП) или их комбинацию. Но эти методы достаточно дорогостоящие, и, кроме того, они не очень хорошо влияют на прокаливаемость. Наиболее перспективным является метод вакуумирования.

Высокое содержание в сталях углерода (около 1%) обеспечивает при закалке (обычно в масле) высокую твердость, а хром обеспечивает хорошую прокаливаемость. Мелкие шарики и ролики изготавливают из стали **ШХ9**, более крупные (диаметром до 30мм) из **ШХ15**, а крупные ролики и кольца из **ШХ15СГ**. Сталь **ШХ15** разрешена для изделий, имеющих непосредственный контакт с пищевыми средами. Детали из шарикоподшипниковых сталей подвергают термической обработке: закалке в масле с 830...840 °С и низкому отпуску при 150...160 °С. В результате термической обработки образуется очень мелкодисперсный игольчатый отпущенный мартенсит и твердость изделий достигает 62...65 **HRC**. Режимы термической обработки шарикоподшипниковых сталей должны строго соблюдаться, в противном случае ухудшается качество и стойкость подшипни-

ков.

В последнее время начали применять легированную подшипниковую сталь **ШХ15СГМФШ** ($0,9...1,1$ % С; $0,6...0,9$ % Mn; $0,9...1,1$ % Si; $1,8...2,5$ % Cr; $0,8...1,1$ % Mo; $0,4...0,7$ % V; $\leq 0,010$ % S; $\leq 0,02$ % P). Буква Ш в конце означает, что сталь особовысококачественная обработана синтетическими шлаками.

Для изготовления крупногабаритных роликов применяют цементируемую хромоникелевую сталь **20Х2Н4А**, для подшипников, работающих в агрессивных средах, — коррозионностойкую сталь **95Х18**.

1.3. Высокопрочные легированные стали

Высокопрочными в настоящее время считают материалы, временное сопротивление которых близко к 2000 МПа, в сочетании с ударной вязкостью не ниже 0,2 МДж/м².

Это достигается за счет комплексного легирования, применения методов деформационно-термического упрочнения в сочетании с фазовыми превращениями.

1.3.1. Комплексно-легированные низкоотпущенные высокопрочные стали

При рассмотрении механических свойств углеродистых (нелегированных) сталей мы видели, что повышение концентрации углерода свыше 0,4 % С мало изменяет твердость **HRC**, но резко снижает ударную вязкость. Поэтому для получения требуемого сочетания свойств стали с содержанием 0,4 % С комплексно легируют (**Cr, Ni, Mn, Mo, W, Si** и другими элементами). Содержание элементов в таких сталях обычно не превышает 5 % **Cr**, 2...4 % **Mn** и **Ni**, 1 % **Mo, W** и **Si**.

Высокую прочность ($\sigma_B = 1800...2000$ МПа, при $KCU = 0,2...0,4$ МДж/м²) эти стали приобретают после закалки и низкого (при 250...300 °С) отпуска. К числу распространенных марок комплексно легированных высокопрочных сталей относятся **30ХГСНА, 30Х5МСФА, 40ХГСНЗВА, 40ХН2СМА** и др.

Используются также комплексно легированные стали с повышенным содержанием карбидообразующих элементов (**Cr** \leq

5 %, *Mo*, *W*, *V*) и после упрочнения при высоком отпуске (500...600 °С). При таком отпуске полностью снимаются закалочные напряжения и выделяются мелкодисперсные карбиды, происходит дисперсионное упрочнение – твердение, почему эти стали и получили название *вторично твердеющих*. После высокого отпуска σ_B этих сталей достигает 2000... 2250 МПа.

К числу таких сталей относятся *30X5M2ΦСА*, *30X4M2ΦА*, *45XНЗМΦА* и др.

1.3.2. Среднеуглеродистые стали, упрочненные термомеханической обработкой

В последнее время интенсивно разрабатываются режимы деформационно-термической (термомеханической) обработки, при которой деформационное упрочнение суммируется с упрочнением, обусловленным фазовыми превращениями.

Различают *высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО)* и *низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО)* (рис. 3).

При ВТМО сталь деформируют на 25...30 % в аустенитном состоянии (при температуре выше A_{C3}) и наклепанный аустенит немедленно закалывают. В результате закалки фиксируется большое число дефектов, образуется мелкодисперсная структура и повышается вязкость при одновременном повышении прочности. В результате существенного измельчения зерна при *ВТМО* устраняется отпускная хрупкость первого и второго рода.

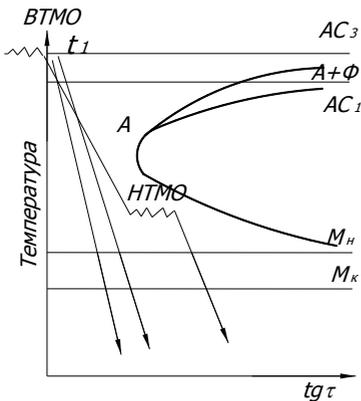


Рис. 3. Схемы режимов термомеханической обработки

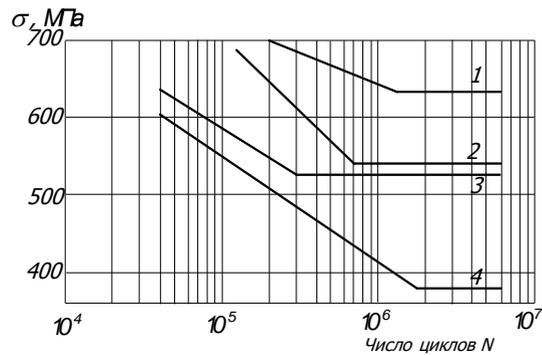


Рис. 4. Влияние **VTMO** на циклическую прочность стали **55ХГР**:

1 - деформация 25 % + закалка + отпуск 250 °С; 2 - деформация 50 % + закалка + отпуск 400 °С; 3 - без VTMO (закалка + отпуск 520 °С); без VTMO (закалка + отпуск 250 °С)

При **HTMO** сталь также сначала переводят в аустенитное состояние, но затем охлаждают до температуры выше

начала мартенситного превращения (M_n), но ниже температуры рекристаллизации, и производят деформацию на 75...95 %. При последующем мартенситном превращении мартенсит наследует дефектную структуру аустенита, получается дисперсная структура, характеризующаяся большим количеством дефектов и высокой прочностью. При **VTMO** и **HTMO** прочность сталей соответственно достигает 2200...3000 МПа.

При обоих способах получается повышение прочности с одновременным небольшим увеличением пластичности. После **VTMO** пластические свойства лучше: выше ударная вязкость, ниже порог хладноломкости и чувствительность к отпускной хрупкости. Преимущества **VTMO** заключаются и в том, что деформация при высоких температурах требует затраты меньших усилий, следовательно, осуществляется технологически легче.

Термомеханическую обработку в настоящее время проводят на многих группах сталей. Для получения высокопрочных сталей ($\sigma_B > 2000...2200$ МПа) чаще используют среднеуглеродистые легированные стали (**55ХГР**, **30ХГСА**, **30Х5М2СФА**, **38ХНЗМА** и др.). Прирост прочности при ТМО, по сравнению с обычной термической обработкой, составляет 10...20 %. После термомеханической обработки повышается также циклическая прочность (рис. 4), снижается чувствительность к распространению трещин, особенно после VTMO (K_{IC} увеличивается на 20...50 %).

1.3.3. Мартенситно-стареющие стали

До сих пор были рассмотрены различные классы сталей в которых высокая прочность достигалась формированием углеродистого мартенсита или за счет карбидного упрочнения.

Таблица 6
Составы и механические свойства мартенситно-стареющих сталей

Сталь	Химический состав					Механические свойства				
	Cr	Ni	Co	Mo	Ti	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
X14H4K14M3T	13,5	4,3	12,5	3	0,3	1500	1650	20	63	0,8
X11H10M2T	11	10	-	2	1,2	1700	1750	12	50	0,37
H18K9M5T	-	18	9	5	0,7	1900	2100	8	50	0,5
H18K12M4T2	-	18	12	4	1,5	2350	2400	7	45	0,3
H13K15M10	-	13	15	10	-	2700	2800	3	10	-

Мартенситно-стареющие стали представляют принципиально другой класс высокопрочных, высоколегированных безуглеродистых сталей (% C < 0,03 %). Их упрочнение происходит при отпуске за счет выделения в мартенсите не карбидных, а интерметаллидных фаз.

Составы некоторых мартенситно-стареющих сталей, а также их механические свойства приведены в табл. 6.

В большинстве мартенситно-стареющих сталей присутствуют **Fe** и **Ni** или же **Fe**, **Ni** и **Cr**, а также, кроме этих элементов, приведенные в таблице **Co**, **Mo**, **Ti**. Их легируют также **Al**, **Mn**, **V**, **W**, **Nb**, **Si** и другими элементами.

Роль различных легирующих элементов в достижении высокой прочности мартенситно-стареющих сталей не одинакова. Никель и хром, снижая мартенситную точку, обеспечивают более медленное, но более полное протекание мартенситного превращения. Кроме того, никель уменьшает растворимость в α -железе легирующих компонентов и тем самым способствует увеличению доли упрочняющей интерметаллидной фазы, выделяющейся при старении мартенсита. Никель образует с легирующими элементами интерметаллидные фазы типа **Ni₃Al**, **Ni₃Ti**, **NiTi**, **Ni₃Mo**, **Ni₃V**, **Ni₃Nb** и др. Молибден и вольфрам также упрочняют стали за счет образования таких фаз, как **Ni₃W**, **Ni₃Mo**, **Fe₂Mo** и **Fe₂W**.

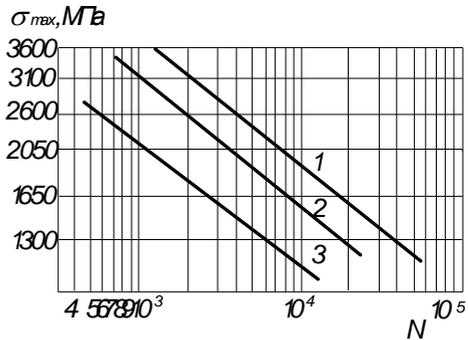
Легирование мартенситно-стареющих сталей кобальтом упрочняет матрицу α - железа за счет эффекта ближнего упорядочения атомов железа и кобальта и, кроме того, он снижает растворимость в этой матрице других легирующих элементов.

Высокая прочность мартенситно-стареющих сталей достигается после закалки на мартенсит (для большинства сталей с температуры 800...860 °С) и последующего старения при 480...520 °С в течение 2...3 ч. Закаленный мартенсит имеет сравнительно невысокую прочность ($\sigma_{0,2} = 800...1000$ МПа), но высокую пластичность и вязкость ($\delta = 15...20$ %, $\psi = 50$ %). При деформации мартенсит упрочняется слабо ($\sigma_B = 900...1100$ МПа). Такой комплекс свойств позволяет легко проводить холодную деформацию стали с высокими степенями обжатия. Эту особенность мартенситно-стареющих сталей широко используют в практике. Многие детали изготавливают из закаленных сталей, а старение, обеспечивающее основное упрочнение, проводят на готовых изделиях.

Высокие прочностные свойства в мартенситно-стареющих сталях сочетаются с более высокими, по сравнению с углеродистыми сталями, параметрами трещиностойкости (K_{IC}). У мартенситно-стареющих сталей предел упругости ($\sigma_{0,002} = 1200...1500$ МПа) выше, чем у лучших пружинных сталей. Они имеют сравнительно высокие усталостную и ударно-циклическую прочность (рис. 5). Причем, в последнее время для повышения этих характеристик используют поверхностную лазерную закалку, ионную имплантацию поверхности. Для повышения усталостной прочности и износостойкости, сопротивления ударно-циклическим нагрузкам изделия из мартенситно-стареющих сталей подвергают также азотированию при 460...500 °С в течение 20...40 ч и совмещают его со старением.

Мартенситно-стареющие стали обладают высокой прокаливаемостью, хорошей свариваемостью. Из-за высокой прочности они при термической обработке не коробятся и в процессе старения не меняют своих размеров. Высокое содержание хрома и никеля обеспечивает многим маркам мартенситно-стареющих сталей высокую коррозионную стойкость в агрессивных средах и особенно высокое сопротивление коррозии под напряжением.

Рис. 5. Влияние нагрузки (σ_{\max}) на число циклов N до разрушения сталей **H18K9M5T** (1); **30XHMΦA** (2) и **40XHMMA** (3)



Одним из способов повышения пластичности и вязкости мартенситно-старееющих является термоциклирование. Его

сущность заключается в однократном или многократном нагреве сталей до температур завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (820...830 °С), охлаждения до комнатной температуры и последующем старении. Причиной такого повышения вязкости и пластичности служит повышение в структуре сталей доли остаточного метастабильного аустенита. Так, в стали **H18K9M5T** после одного цикла доля аустенита повысилась до 15... 18%, а после пяти - до 45...50%.

Мартенситно-старееющие стали являются дорогостоящими, но, тем не менее, из-за того, что их высокие механические свойства сочетаются с хорошей технологичностью, их достаточно широко используют как конструкционные материалы в наиболее важных отраслях техники для изготовления различных деталей ракет, самолетов, космических аппаратов, упругих элементов и пружин в приборостроении и других отраслях. В инструментальной промышленности из них изготавливают матрицы штампов горячего прессования, пресс-формы для литья и другие изделия.

1.3.4. Высокопрочные метастабильные аустенитные стали

К этому классу относятся две группы высокопрочных и высокопластичных сталей, известных в литературе как **ПНП** (или **трип-стали**) и **ПНД-стали**. Название **ПНП** расшифровывается как пластичность, наведенная превращением (или в английской

транскрипции *Transformation Induced Plasticity*), второе ПНД - пластичность, наведенная двойникованием. В ПНП-сталях высокая пластичность достигается за счет мартенситного превращения, а в ПНД - за счет механического двойникования при деформации метастабильного аустенита.

Маркировка и примерные составы некоторых ПНП и ПНД сталей приведены в табл. 7.

Легирующие элементы в ПНП-сталях выбирают так, чтобы в исходном состоянии после аустенизации при 1000...1200 °С мартенситные точки M_n и M_d были ниже комнатной температуры. Для получения высокой прочности в сочетании с высокой пластичностью, стали деформируют (прокаткой, штамповкой, волочением) при температурах ниже температуры рекристаллизации (350... 480 °С) со степенями деформации 10 %.

Таблица 7

ПНП- и ПНД-стали

Марка стали	Содержание элементов, % (по массе)				
	<i>C</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mn</i>	Другие
<i>ПНП-стали</i>					
25Н24М4Г	0,25	-	24	1	4 <i>Mo</i>
30Н12Х9Г2	0,30	9	12	2	-
30Х11Н7М4Г2С2	0,30	11	7	2	4 <i>Mo</i> , 2 <i>Si</i>
<i>ПНД-стали</i>					
50Г20Х4	0,50	4	-	20	-
40Х4Г18Ф	0,40	4	-	18	1 <i>Si</i>
60Х9Г14Ф2	0,60	9	-	14	2 <i>Si</i>

При деформации происходит наклеп аустенита и деформационное старение (выделение карбидов), в результате которого аустенит обедняется легирующими элементами, и мартенситная точка M_d становится выше комнатной температуры. Поэтому в процессе дальнейшей деформации метастабильного аустенита при комнатной температуре (например, даже в процессе испытаний механических свойств на растяжение) образуется мартенсит деформации, значительно повышающий прочностные характеристики стали, а протекание мартенситного превращения в ходе деформации повышает пластичность. Повышение пла-

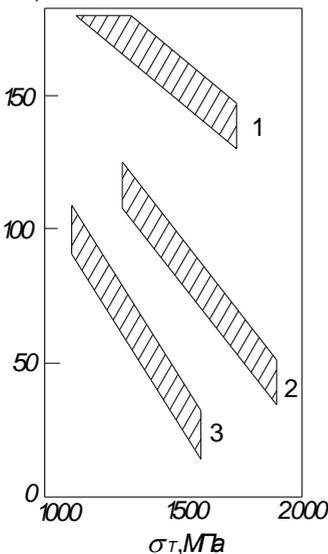
стичности при одновременном повышении прочности кратко можно объяснить следующим образом.

При деформации стабильного аустенита деформация обычно развивается локализовано, образуется шейка, на месте которой происходит разрушение. В случае же деформации метастабильного аустенита начавшаяся в отдельных местах пластическая деформация вызывает появление мартенситных кристаллов, локально упрочняющих данные места, пластическое течение в них прекращается, но начинает развиваться в других местах, неупрочненных. Суммарная же деформация, равномерно распределенная по всему образцу, достигает значительной величины. Соотношение между прочностью и пластичностью в ПНП-сталях более высокое, чем в других классах высокопрочных сталей (рис. 6).

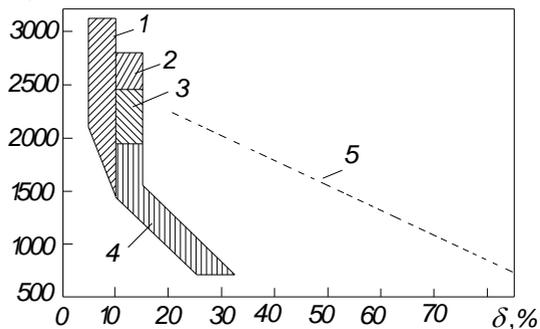
Рис. 6. Соотношение между сопротивлением пластической деформации σ и пластичностью δ для различных классов высокопрочных сталей:

- 1 - среднеуглеродистые, упрочненные ТМО;
2 - упрочненные ТМО + деформационное

$K_{Ic}, \text{МПа} \cdot \text{м}^2$



$\sigma, \text{МПа}$



старение;

- 3 - мартенситно-стареющие; 4 - среднеуглеродистые легированные без ТМО; 5 - ПНП-стали

Рис. 7. Вязкость разрушения K_{Ic} высокопрочных сталей:

- 1 - ПНП-стали; 2 - мартенситно-стареющие; 3 - низколегированные высокопрочные

Иногда для еще большего упрочнения ПНП-сталей приме-

няют дополнительную обработку холодом либо деформацию при температурах ниже комнатной и дополнительный отпуск.

Так, например, в стали типа **30X9H8M4Г2С2** после закалки с 1150...1180 °С и деформации при 400...600 °С с обжатием до 85 % предел текучести $\sigma_{0,2} = 1400...1800$ МПа, $\delta = 25...35$ %, $\psi = 40$ %. Дополнительная же холодная деформация и последующее старение при 400 °С повышает $\sigma_{0,2}$ до 2300...2600 МПа без существенного снижения пластичности.

Очень важной особенностью ПНП-сталей является их высокая вязкость (порог хладноломкости в них лежит при температурах значительно ниже комнатной, для некоторых марок даже при - 196 °С). Для них характерно высокое сопротивление распространению трещин (рис. 7). Недостатком же ПНП-сталей является высокая чувствительность к водородному охрупчиванию.

Таким образом, высокий комплекс прочностных и пластических характеристик в ПНП-сталях достигается путем сравнительно сложных обработок. В частности, проведение теплой прокатки требует дополнительно мощного оборудования. Поэтому исследователями и разработчиками ведется интенсивный поиск других способов обработок. Одним из эффективных способов упрочнения ПНП-сталей является холодная и теплая (при 250 °С) гидроэкструзия, сочетающая пластическую деформацию с повышенным давлением.

Другим способом, обеспечивающим упрочнение ПНП-сталей не в результате деформации, а вследствие фазового наклепа, является термоциклирование. Так, на сталях типа **25H24M4** показана возможность замены деформационно-термических методов обработки термоциклированием. После ТМО (деформации при 500 °С на 80 %) при испытаниях на растяжение при комнатной температуре текучести $\sigma_{0,2} = 1640$ МПа, $\sigma_B = 1760$ МПа, $\delta = 41$ %, а после термоциклирования (5 циклов от - 196 °С до + 700 °С) получаем $\sigma_{0,2} = 1620$ МПа, $\sigma_B = 1930$ МПа и $\delta = 30$ %.

Разработка другой группы высокопрочных и высокопластичных аустенитных - ПНД-сталей базируется на идее некоторой общности изменения структуры аустенита при образовании

мартенсита деформации и механическом двойниковании (сдвиговый характер перестройки решеток, наличие когерентных границ). При выборе легирующих элементов в ПНД-сталях одним из условий является их влияние на снижение энергии дефектов упаковки и облегчение двойникования.

В настоящее время наиболее разработанной группой ПНД-сталей являются высокопрочные марганцовистые стали (табл. 8). Принцип упрочнения ПНД-сталей основан на сочетании деформационного упрочнения при двойниковании и дисперсионного упрочнения, происходящего в результате выделения карбидов при старении.

Сочетание этих двух способов упрочнения позволяет получить на стали **60Г14Х9Ф2** значения $\sigma_{0,2} = 1450 \dots 1500$ МПа, $\sigma_B = 1500 \dots 1550$ МПа и $\delta = 17 \dots 19$ %. Дополнительно повысить комплекс свойств ПНД-сталей удастся применением методов ТМО либо теплой гидроэкструзией (табл. 8).

ПНД-стали, кроме сочетания высокой прочности с высокой пластичностью, обладают хорошим сопротивлением хрупкому разрушению, высокой трещиностойкостью.

Таблица 8

Механические свойства марганцовистых ПНД-сталей

Сталь	Режим обработки	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_B МПа	δ %	ψ %
60Г14Ф2	Закалка	480	950	21	25
	ТМО	1000	1550	22	26
60Г12Х9Ф2	ТМО + старение	1220	1780	21	25
	Закалка	680	1100	42	50
60Г14Х9Ф2	ТМО	1100	1650	26	36
	ТМО + старение	1150	1750	24	26
	Гидроэкструзия	1300	1700	16	30
	Гидроэкструзия + старение	1900	2000	15	50

Еще одним несомненным достоинством ПНД-сталей является то, что они легируются более дешевыми элементами (**Mn**, **V**, **Cr**).

ПНП-стали более дорогие и сложные в технологии изготовления. Но ряд из них обладает уникальным сочетанием свойств

(высоких механических свойств с немагнитностью и коррозионной стойкостью.

1.4. Коррозионностойкие и жаростойкие стали и сплавы Коррозия и защита металлов от коррозии

Коррозия металлов - это разрушение, вызванное химическим (электрохимическим) воздействием внешней среды.

К химической коррозии относятся все виды химического разрушения материалов, не связанные с переносом электрического заряда. К ним принадлежат и окисление металла при нагреве, и газовая коррозия в парах и газах сгорающего топлива (например, в двигателях внутреннего сгорания), коррозия в жидкостях, не проводящих электрического тока (в спиртах, различных органических жидкостях).

Электрохимическая коррозия осуществляется в присутствии электролитов и может быть атмосферной (во влажном воздухе), почвенной и в других средах, например морской воде, растворах кислот, щелочей, в расплавах солей.

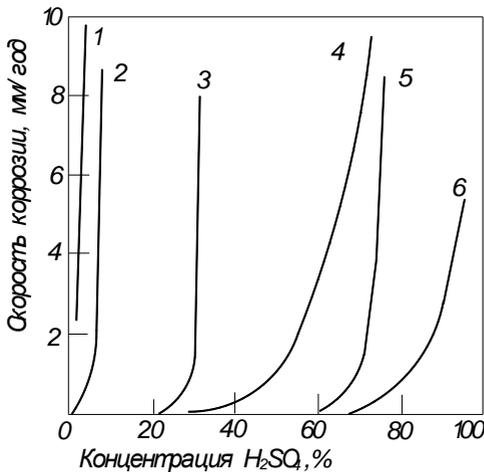


Рис. 8. Скорость коррозии различных металлов в кипящей серной кислоте:

1 - хромистая сталь; 2 - хромомолибденовая сталь; 3 - хастеллою; 4 - ниобий; 5 - молибден; 6 - тантал

По характеру разрушения коррозию подразделяют на **равномерную** или **общую**, при которой поверхность разрушается

равномерно; **локальную** коррозию, протекающую в отдельных участках поверхности; **точечную** или **питтинговую**, для которой характерно появление язв материала в отдельных точках, а также **межкристаллитную (по границам зерен)**. Ло-

кальная и межкристаллитная коррозия более опасны, чем общая равномерная коррозия, так как могут скорее привести к местному разрушению материала.

Скорость коррозии зависит от конкретных условий службы изделия. Ее, как правило, выражают потерей массы единицей площади поверхности за единицу времени ($\text{кг}/\text{м}^2\cdot\text{с}$). Если же образовавшаяся при коррозии пленка прочно держится на поверхности кристалла, то скорость коррозии определяют по увеличению массы. Поскольку пленка и образуется и растворяется, часто скорость общей коррозии оценивают глубиной разрушенной части изделия в миллиметрах в год ($\text{мм}/\text{год}$) (рис. 8).

Коррозионную стойкость материалов оценивают и по группам стойкости и по баллам (табл. 9).

При межкристаллитной коррозии ее скорость целесообразно определять не по изменению массы, а гораздо проще оценивать поражение материала либо по электропроводности, либо по изменениям механических свойств.

Таблица 9

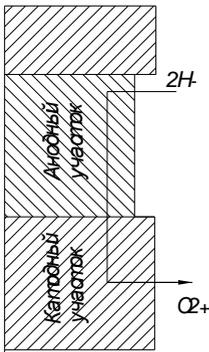
Группы коррозионной стойкости сталей и сплавов

Группа стойкости	Балл	Скорость коррозии, мм/год
Совершенно стойкие (СС) Весьма стойкие (ВС)	1	<0,001
	2	>0,001-0,005
	3	>0,005-0,01
Стойкие (С)	4	>0,01-0,05
	5	>0,05-0,1
Пониженно-стойкие (ПС)	6	>0,1-0,5
	7	>0,5-1,0
Малостойкие (МС)	8	>1,0-5,0
	9	>5,0-10,0
Нестойкие (НС)	10	>10,0

В результате соприкосновения с воздухом даже при обычных температурах на поверхности металлов образуется тончайший слой оксидов, защищающих их от дальнейшего окисления. В зависимости от условий образования толщина защитной (пассивирующей) пленки может меняться от 30...40 нм до

0,5...1 мм.

Пленки по своему строению пористы, и их проницаемость для различных реагентов неодинакова, причем если количество и размеры пор велики, то пленки продолжают расти практически с постоянной скоростью. Чем выше защитные свойства пленки, тем с меньшей скоростью она растет. В общем случае скорость роста обратно пропорциональна толщине пленки, так что ее толщина возрастает по параболическому закону. Скорость газовой коррозии можно изменить, регулируя состав внешней среды.



Большинство металлов разрушается в результате электрохимической коррозии.

Коррозия в электролитах не происходит путем непосредственного соединения металла с другими элементами, а осуществляется более сложными путями.

Рис. 9. Схема гальванического элемента

В соответствии с современной теорией коррозии металлов в электролитах считается, что процесс заключается в работе множества микроскопических короткозамкнутых гальванических элементов, образующихся на поверхности в результате его электрохимической неоднородности по отношению к окружающей среде (рис. 9). Участки металла с более электроотрицательными потенциалами становятся **анодами** и растворяются. Возникновение разности потенциалов на поверхности металла обусловлено различиями работы перехода заряда из различных структурных составляющих сплава в раствор электролита. На участке, где происходит растворение металла, освобожденные электроны переходят от анода к катоду. **На катоде** происходит реакция восстановления ионов. Чаще всего это - ионы водорода. При их восстановлении происходит выделение газообразного водорода. Может происходить и ионизация кислорода с образованием иона гидроксила.

Большинство коррозионных процессов определяется скоростью и характером катодных процессов. При коррозии в

нейтральной воде, а также почве скорость разрушения определяется скоростью поглощения и ионизации кислорода. **Водородная коррозия** встречается преимущественно в кислых растворах. В нейтральных и даже щелочных растворах водородная коррозия может происходить только для металлов с очень большой электроотрицательностью. В результате осуществления электродных процессов, в приэлектродных пространствах изменяются концентрации ионов. Поэтому скорость коррозии в электролитах может определяться и количеством металла, растворенного на единице его поверхности.

На скорость коррозии влияют как внутренние (природа корродирующего металла и его структура), так и внешние факторы (температура, давление, состав среды). В случае образования на поверхности металла защитных труднорастворимых пленок коррозия замедляется. Укрупнение зерна может не влиять на общую коррозию, но усиливает межкристаллитную коррозию.

Важное значение имеет **поляризация** - явление, обусловленное выделением продуктов электролиза на электродах и приводящее к возникновению ЭДС, действующей в направлении, обратном ЭДС, создаваемой гальванической парой. Поляризация зависит от электрохимических свойств электродов. Если они сильно поляризуются, то коррозия протекает медленнее, несмотря на неоднородность структуры металла.

Внешняя среда часто оказывает большее влияние на скорость коррозии, чем свойства и структура материала. Одним из важнейших показателей внешней среды является ее **pH**. От величины этого показателя зависит способность материала к **пассивации** или к **депассивации**. Так, никель устойчив в нейтральных и щелочных растворах и корродирует в кислотах, железо быстрее корродирует в кислых и нейтральных средах, чем в щелочных. Соли часто, не меняя **pH** растворов, влияют на поляризацию электродов и тем самым на скорость коррозии.

В технике известно много случаев, когда коррозия идет в наиболее напряженных участках конструкции (коррозия под напряжением). Одновременное воздействие напряжений и коррозии приводит к **коррозионному растрескиванию**.

Для защиты металлов от коррозии, прежде всего, создают специальные составы коррозионноустойчивых материалов. Но од-

ним изменением составов сталей и сплавов не всегда целесообразно подавлять их коррозию. Существуют специальные способы защиты, к которым относят применение защитных покрытий, электрохимическую защиту и химическую обработку среды, в которой происходит коррозия.

Наиболее распространенным способом является применение металлических и неметаллических покрытий, наносимых химическим или электрохимическим путем. Роль покрытий сводится к устранению контакта защищаемой поверхности от воздействия внешней среды, поэтому в зависимости от условий работы изделия требования к свойствам могут быть различными. Так, при эксплуатации изделий в жилых помещениях, когда они не соприкасаются с агрессивными средами, для защиты бывает достаточно использовать их окраску. В случае работы изделий в изменяющихся атмосферных условиях, в морской воде или в агрессивных средах (кислотах, щелочах и т. п.) поверхности изделий защищают металлическими и неметаллическими пленками. Для защиты изделий используют хромирование, алитирование, силицирование, борирование, цинкование, меднение, серебрение, титанирование и другие способы нанесения покрытий.

При электрохимических методах защиты (приложенным извне напряжением) уменьшения скорости коррозии достигают путем облегчения катодной поляризации защищаемого изделия. Электрохимический метод защиты хорошо применять в морской воде. В речной воде с высоким электросопротивлением его эффективность мала, при атмосферной коррозии его применение вообще нецелесообразно.

Защита металлов от коррозии путем обработки внешней среды заключается в добавлении к агрессивным средам специальных веществ (*ингибиторов*), замедляющих коррозию. Так, для защиты сталей от коррозии в водных средах в качестве ингибиторов применяют нитрит натрия ($NaNO_2$), хроматы и бихроматы (K_2CrO_4 , $K_2Cr_2O_7$), снижающие содержание кислорода и облегчающие поляризацию. Получили также распространение летучие или парофазные ингибиторы, например углекислая соль этаноламина. Их вводят, например, в оберточную бумагу, в которой транспортируют металл.

1.4.1. Коррозионностойкие и жаростойкие стали

Коррозионностойкими (нержавеющими) называют большую группу хромистых, хромоникелевых и хромомарганцевых сталей с содержанием хрома большим 12 %, способных сопротивляться коррозионному воздействию (сохранять металлический блеск) в воздушной и других средах при комнатной и близких к ней температурах.

Под жаростойкостью (окалиностойкостью) понимают сопротивление материалов окислению при высоких температурах.

Жаростойкостью, как правило, обладают стали и сплавы с высоким содержанием хрома либо на хромоникелевой основе. Повышению жаростойкости способствует также микролегирование редкоземельными и щелочноземельными элементами (*Ca, Ba, Ce, Y, La* и др.) в количестве 0,01...0,1 %.

Наиболее широкое применение в качестве коррозионностойких (нержавеющих) получили хромоникелевые стали ***12X18H9, 12X18H10T, 08X22H6T*** и др., обладающие кроме хорошей коррозионной стойкости высокими механическими свойствами, как при комнатной, так и при повышенных температурах, хорошей свариваемостью и другими свойствами. Их используют в химической, металлургической, пищевой и других отраслях промышленности.

Дефицит никеля вызвал необходимость разработки коррозионностойких (нержавеющих) сталей, либо не содержащих этого элемента (например, ***X17, X17T, X25T, X28***) либо с пониженным содержанием никеля (***0X21H5T, X21H5T6, X21H6M2T, X17H2*** и др.). Применяются стали с частичной или полной заменой никеля марганцем (***X14Г14, X16Г14А*** или марганцем и азотом ***X17Г9АН4***), а также хромокремнистые - силхромы (***X2С6*** и др.).

Повышенной коррозионной устойчивостью обладают сложнелегированные стали с присадками алюминия, хрома, кобальта и других элементов. Такие стали применяют и в качестве жаростойких.

Хромистые коррозионностойкие (нержавеющие) стали

Хромистые стали являются наиболее экономичными и распространенными. По структуре и составу они делятся на несколько групп (рис. 10).

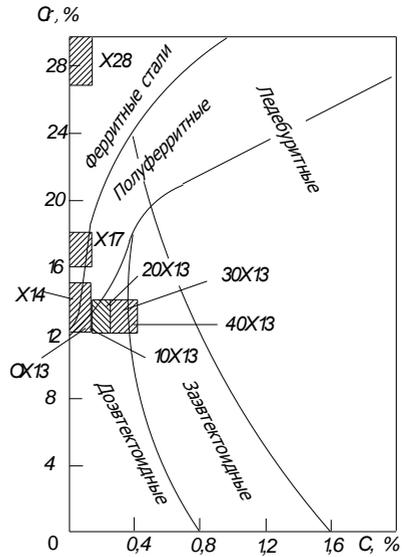
В зависимости от содержания хрома и углерода стали могут относиться к ферритному, мартенситному или ферритно-мартенситному классам.

Рис. 10. Структурная классификация промышленных коррозионностойких сталей

Стали, содержащие - 13 % **Cr** (**12X13**, **20X13**, **30X13**), при нагреве и охлаждении испытывают $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, и в результате закалки и отпуска они приобретают мартенситную структуру высокой прочности (у стали **30X13** после закалки и высокого отпуска $\sigma_B = 700$ МПа, а после закалки и низкого отпуска $\sigma_B = 1600$ МПа). Эти стали после термической обработки используют для изготовления деталей, работающих в слабоагрессивных средах (шестерни, валы). После отжига сталь **12X13** очень пластична, хорошо прокатывается и штампуется, хорошо сваривается, поэтому ее используют в продовольственном машиностроении и других отраслях для различных свариваемых емкостей, взаимодействующих со слабоагрессивными средами (водяным паром, водными растворами солей). Кроме того, эту сталь используют как жаростойкую (до 700°C) для деталей печей.

Сталь **30X13** более прочна, и ее применяют в овощеперерабатывающей и хлебопекарной промышленности для деталей, испытывающих повышенный износ и соприкасающихся с агрессивными средами (ножи, пружины, подшипники, корпуса насосов).

Стали с большим содержанием хрома (17...18 %) обладают



соответственно более высокой коррозионной стойкостью. Они испытывают превращение лишь при повышенном содержании углерода, и их используют, после закалки и различного отпуска, для изготовления узлов механизмов, требующих повышенной прочности. Кроме того, их применяют в широком диапазоне рабочих температур, но не выше 900 °С.

Сталь **95X18** используют для коррозионностойких подшипников, втулок, колец и обойм. В рыбоперерабатывающей промышленности ее применяют для изготовления дисковых ножей.

Свариваемость сталей **08X17T** и **12X17T** недостаточно хорошая. В малых сечениях их сваривают контактной сваркой. Тем не менее, эти стали рекомендуются как заменители высоконикелевой стали **12X18H10T** для изготовления емкостей, не испытывающих больших ударных нагрузок (котлов для варки пищевых продуктов, корбов сушилок).

Высокохромистые стали (с 25...28 % **Cr**) в основном используют как жаростойкие при температурах до 1050...1150 °С для различных деталей печей. Такие стали относятся к ферритному классу. При длительном выдерживании в области температур 540...550 °С могут охрупчиваться из-за выделения σ -фазы.

Сталь **15X25T** применяют для сварных жаростойких конструкций, не подвергающихся ударным нагрузкам (трубы теплообменных аппаратов, емкости и др.).

Хромоникелевые и сложнелегированные коррозионностойкие стали

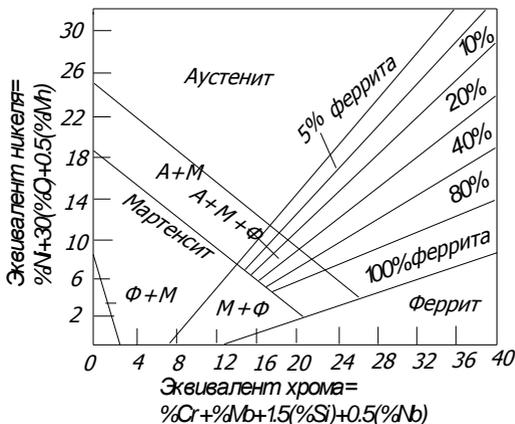


Рис. 11. Классификация коррозионностойких хромоникелевых сталей по структуре

По структуре хромоникелевые стали принадлежат либо к аустенитному, либо к аустенитно-мартенситному или же к аустенитно-ферритному классу (рис. 11). Наличие углерода в этих сталях приводит к образованию специальных карбидов, преимущественно типа $M_{23}C_6$.

В сталях *аустенитно-ферритного класса 08X22H6T, 03X23H6, 08X21H6M2T* и др. соотношение γ - и α -фаз может очень сильно меняться даже от небольших вариаций в содержании легирующих элементов (даже в пределах марочного состава), что приводит к резким колебаниям свойств. Это является одним из основных недостатков сталей данного класса. Другим недостатком хромоникелевых *ферритно-аустенитных сталей* является выделение σ -фазы, происходящее при длительной эксплуатации в области 500...650 °С. Присадка упрочняющих ферритообразующих элементов (*Cr, Si, Nb, Ti, Al*) ускоряет образование σ -фазы, а присадка аустенитообразующих элементов (*Ni, N, C*) замедляет. Следовательно, образования σ -фазы можно избежать путем подбора состава стали и режимов ее термической обработки.

Аустенитная структура в этих сталях сохраняется за счет факторов, приводящих к подавлению $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, и в том числе вызывающих снижение мартенситной точки M_s . Достигается это путем добавления элементов, расширяющих область устойчивости аустенита. Фактически реализуемая структура, а, следовательно, и свойства таких сталей зависят от скорости их охлаждения. При быстром охлаждении (закалке) с температур 1050...1100 °С они сохраняют аустенитную структуру и остаются относительно мягкими.

Медленное же охлаждение этих сталей противопоказано, потому что в процессе медленного охлаждения по границам зерен могут выделяться карбиды и другие соединения (так же как и при отпуске 500...650 °С) и вызвать явление межкристаллит-

ной коррозии. Эффект межкристаллитной коррозии обусловлен тем, что на образование карбидов расходуется хром и в слоях металла, граничащих с карбидами, его остается не более 10...12 % и по границам зерен происходит разрушение.

Для предотвращения межкристаллитной коррозии стали легируют титаном и ниобием, связывающими углерод в карбиды и тем самым сохраняющими хром в растворе.

Невысокая прочность сталей с аустенитно-ферритной структурой позволяет легко обрабатывать их прокаткой и штамповкой.

В сталях *аустенитно-мартенситного* класса, например, **09X15H8Ю** прочность зависит от режимов термической обработки. Для получения высокой прочности их после закалки подвергают обработке холодом (для завершения мартенситного превращения) и затем отпускают при 450...500 °С. После такой обработки аустенит и отпущенный мартенсит обеспечивают $\sigma_B = 900...1200$ МПа.

Наибольшее распространение из трех вышеуказанных классов сталей получили *аустенитные*. Стали **12X18H9**, **12X18H10T**, **08X22H6T** не склонны к межкристаллитной коррозии. Эти стали, а также хромомарганцевые и хромомарганцевоазотистые применяют для изделий, получаемых штамповкой и сваркой (различные емкости, трубопроводы, камеры и т. п.) в машиностроении, судостроении, авиационной и химической промышленности.

В продовольственном машиностроении стали **12X18H9** и **12X18H10T** используют для изделий, аппаратов и сосудов, работающих в непосредственном контакте с агрессивными пищевыми продуктами (емкости, трубопроводы, фильтры), а также аппаратов, контактирующих с разбавленными растворами щелочей и солей, растворами уксусной и фосфорной кислот. Из стали **12X18H10T** изготавливают корпуса и детали, работающие под давлением при температурах от - 196 °С до + 600 °С, а при наличии агрессивных сред - до + 350 °С. В качестве заменителя сталей **12X18H9** и **12X18H10T** в сварных емкостях и трубопроводах, работающих в окислительных агрессивных средах, используют сталь **08X18Г8Н2Т**.

Для замены стали **12X18H9** как конструкционного материала

ла, обладающего стойкостью против окисления в атмосферных условиях (до 800 °С), а также для деталей насосов в винодельческой и хлебоперерабатывающей промышленности предлагается сталь **20X13H4Г9**.

Детали и оборудование, имеющие непосредственный контакт с пищевыми продуктами, моющими средами (в мясомолочной, сыродельной, хлебопекарной и других отраслях промышленности), изготавливают из сталей **10X14AГ15**, **12X17Г9АН4**.

В качестве высокопрочного коррозионностойкого конструкционного материала (пружины, втулки) используют сталь **09X15H8Ю**.

В последние годы во многих отраслях промышленности, в том числе и в продовольственном машиностроении, с целью экономии дорогостоящих высоколегированных сталей, начинают применять биметаллы. Листы основного металла (из углеродистой или низколегированной стали) плакируют тонким слоем коррозионностойкого материала. Так, углеродистую сталь **Ст3кп** плакируют сталями **15X25Т**, **08X17Т**, **12X18H10Т**, **10X17H13МЗТ**; низколегированную сталь **10ХСНД** плакируют сталями **08X13**, **08X18H10Т**, **06ХН28МДТ** и др.

В продовольственном машиностроении биметаллы используют для изготовления молочных цистерн, заквасочных емкостей, деталей и узлов установок рафинирования масла, корпусов теплообменной аппаратуры в сахарной промышленности, в аппаратах для тепловой переработки мясных продуктов и многих других областях.

1.4.2. Высококоррозионностойкие сплавы на основе железа и никеля

Повышение температур, давлений и агрессивности сред характерно для всех отраслей народного хозяйства, что потребовало использования новых коррозионностойких материалов с аустенитной структурой, а также дисперсионно-твердеющих, упрочняемых карбидами и интерметаллидами.

Так, для осуществления высокотемпературных процессов в нефтехимической промышленности используют сплав с аусте-

нитной структурой **XH32T**, сочетающий высокую коррозионную стойкость с удовлетворительной жаропрочностью и структурной стабильностью, а для работы в пароводяных средах с температурами длительной эксплуатации до 650 °С - сплав **02XH40MB**, структура которого в закаленном состоянии - аустенит с редкими включениями первичных карбидов ниобия.

Исключительно высокой коррозионной стойкостью в соляной, серной, фосфорной кислотах, а также в хлоридах и органических кислотах отличаются сплавы на основе системы **Ni - Mo** (с содержанием до 25...30 % **Mo**).

Для промышленных сплавов типа **H70MФВ** (с содержанием 27 % **Mo**) скорость коррозии в кипящей соляной кислоте (концентрации 15...21 %) не превышает 0,3...0,4 мм/год, а в кипящих растворах, содержащих 10...40 % **H₂SO₄** даже 0,1 мм/год. В уксусной кислоте очень высокую коррозионную стойкость сплавы проявляют в присутствии бромидных солей. Сплав **H70MФВ-ВИ** (вакуумно-индукционной выплавки) отличается повышенной стойкостью против межкристаллитной коррозии, характерной для сварных соединений. Его используют в машиностроении для изготовления крупных емкостей и трубопроводов, эксплуатирующихся в очень агрессивных средах.

Сплав **H65M-ВИ** примерно в два раза более стоек в кипящей соляной кислоте и в десять раз - в кипящей серной кислоте по сравнению со сплавом **70MФВ-ВИ**, но он менее прочен.

Высокой коррозионной стойкостью в окислительных средах (кипящих азотной и хромовой кислотах), высокой жаростойкостью, а также стойкостью, в атмосферах, содержащих хлор, фтористый водород, обладают упрочняемые в результате термической обработки сплавы на никельхромовой основе, из числа которых промышленное использование получили **XH58B**, **XH78T** и др. Сплав **XH78T** применяют как жаростойкий до 1000 °С, а также как конструкционный материал, стойкий до 540 °С во фтористом водороде и фторе, хлористом водороде и хлоре. Сплав **XH58B** используют для сварных конструкций (например, травильных ванн), работающих в растворах азотной кислоты с присутствием ионов фтора.

Высокой коррозионной стойкостью в кипящих растворах уксусной и муравьиной кислот, в растворах органических кислот и

ряда других агрессивных сред окислительного и восстановительного характера обладают сплавы системы *Ni - Cr - Mo*, например *XH65MB*, *XH60MB* и др.

Наряду с уникальной коррозионной стойкостью эти сплавы высокопластичны, не охрупчиваются при 600...800 °С, имеют хорошую окалиностойкость (до 1000 °С в окислительных средах), немагнитны.

Применяют их в химическом машиностроении, в теплообменниках при производстве уксусной кислоты, минеральных удобрений и других материалов.

При производстве сложных минеральных удобрений из фосфорсодержащего сырья используется сплав *XH63MB* с меньшим суммарным количеством хрома и молибдена (*Cr + Mo* = 36 %). Продолжающийся рост требований к стойкости материалов стимулирует разработку новых сплавов, расширяет их применение. Следует, однако, отметить, что все возрастающий дефицит легирующих элементов заставляет искать принципиально новые пути обеспечения высокой коррозионной стойкости (методы ионной имплантации, плазменной обработки коррозионностойких покрытий), создание композиционных, коррозионностойких сплавов и другие способы.

1.5. Конструкционные жаропрочные стали и сплавы

Сплавы, работающие при повышенных температурах (> 500 °С) называются жаропрочными. Их используют в газовых турбинах самолетов и кораблей, промышленных энергетических установках и автомобилях, в космических кораблях, ракетных двигателях, нефтехимическом оборудовании и других объектах, работающих при высоких температурах. К числу деталей, работающих при указанных и более высоких температурах, относятся рабочие и направляющие лопатки газовых турбин, диски и корпуса камер сгорания ракетных двигателей и т. п. К материалам, работающим определенное время при высоких температурах, независимо от их назначения, предъявляют комплекс требований, основным из которых является жаропрочность.

Жаропрочностью называется сопротивление пластичес-

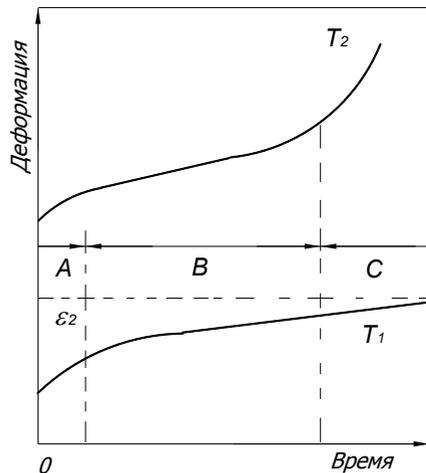
кой деформации при длительном воздействии нагрузки в области повышенных температур. Кроме жаропрочности сплавы, работающие при повышенных температурах, должны обладать хорошей жаростойкостью и технологичностью. Конкретный выбор материалов для изготовления тех или иных деталей определяется условиями их службы. Так, для рабочих лопаток турбин, которые в процессе работы подвергаются растягивающим напряжениям порядка 140 МПа при переменных температурах от 650 до 1000 °С кроме высокой жаропрочности материал должен обладать соответствующей пластичностью, сопротивлением циклической и термоциклической усталости (нагрев - охлаждение), низким коэффициентом термического расширения, повышающим сопротивление термической усталости, иметь высокую стойкость к окислению при взаимодействии с продуктами сгорания топлива.

Жаропрочные материалы можно разделить на четыре группы: 1) жаропрочные стали; 2) стареющие сплавы; 3) искусственные композиционные материалы (упрочненные дисперсными частицами или волокнами тугоплавких или высокопрочных соединений); 4) естественные волокнистые материалы - направленно-закристаллизованные эвтектики.

1.5.1. Особенности поведения сплавов в условиях нагружения при повышенных температурах

Рис. 12. Кривые ползучести при постоянном напряжении и различных температурах

В момент приложения нагрузки происходит упругая и пластическая деформации. Затем деформация возрастает. Обычно различают три стадии этого роста.



Первая стадия ползучести (или логарифмическая) участок *A* на кривой. Эта ползучесть наблюдается преимущественно при низких температурах, когда возврат свойств незначителен. Поэтому в результате деформации металл упрочняется, и скорость ползучести с увеличением времени уменьшается. Логарифмической она называется потому, что на этой стадии удлинение пропорционально логарифму времени.

Вторая стадия - линейная. Это - стадия установившейся ползучести, и наиболее явно она проявляется при высоких температурах. Здесь происходит равновесие процессов деформационного упрочнения и возврата. Эта стадия ползучести наиболее важна, так как с ней связана основная часть деформации, которую испытывают детали, работающие под нагрузкой в условиях высоких температур.

Третья стадия ползучести, на которой начинается быстрое возрастание деформации, - стадия приводящая к разрушению. Разрушение начинает развиваться уже в начале этой стадии: по границам зерен появляются поры, которые начинают расти и объединяться друг с другом, что приводит к появлению на границах зерен трещин и их развитию, приводящему к разрушению.

В деформацию при ползучести вклад вносят три процесса: 1) сдвиг внутри зерен, 2) межзеренное скольжение, 3) процессы переползания дислокаций и вакансий. Причем относительный вклад этих механизмов меняется в зависимости от скорости деформации и температуры. Чем выше температура и меньше скорость деформации, тем большую роль играет скольжение по границам зерен и процессы переползания дефектов.

Механизмы торможения дислокаций, приводящие к замедлению ползучести, разнообразны - дисперсные частицы избыточных фаз, дефекты упаковки, дислокационные сетки и др.

Естественным путем повышения жаропрочности является выбор более тугоплавких металлов. Но, даже в сплавах на одной и той же основе, температурный интервал жаропрочности можно значительно повысить путем легирования. Повышение жаропрочности при легировании тугоплавкими элементами (*Mo*, *W*, *Ta*, *Nb* и др.) обусловлено в основном замедлением процессов диффузии. Легирование упрочняет основу сплава, повышает

температуру рекристаллизации. Легирование же такими относительно нетугоплавкими элементами, как алюминий и титан, - повышает жаропрочность за счет выделения упрочняющих интерметаллидных фаз. Наконец, совместное легирование углеродом и карбидообразующими элементами – **V, Cr, Ta, Mo** и др. увеличивает жаропрочность за счет карбидного упрочнения. Иногда сочетается карбидное упрочнение с интерметаллидным.

Для получения максимальной жаропрочности важно создать не только определенную микроструктуру (т. е. выделение и распределение тех или иных упрочняющих фаз), но и обеспечить получение определенной макроструктуры (размера и формы зерен). Это требование обусловлено тем, что при высоких температурах (выше $0,6 \dots 0,7 T_{пл}$) по границам зерен происходит проскальзывание, причем доля проскальзывания может достигать 90 % общей деформации. Увеличение размера зерна приводит к уменьшению площади границ зерен и снижает скорость ползучести. Следовательно, более высокие свойства будут у сплавов с крупным зерном. Не случайно сейчас в технике развиваются методы получения литых монокристаллических деталей, в которых границы зерен вообще отсутствуют. Наряду с необходимостью увеличения размеров зерна требуется воздействовать и на состояние границ зерен. Легирование сплавов **B, Ce, Hf** и другими элементами приводит к затруднению проскальзывания.

Еще одним путем, используемым для повышения жаропрочности, является улучшение технологии выплавки. Наиболее эффективным и перспективным металлургическим методом улучшения жаропрочности является использование направленной кристаллизации, при которой получается специально ориентированная структура, способствующая повышению длительной прочности при температуре эксплуатации сплава. Рабочие температуры сплавов, применяемых для изготовления лопаток газовых турбин, можно повысить с 900 до 1000 °С методом направленной кристаллизации.

1.5.2. Жаропрочные стали различных классов

В зависимости от структуры жаропрочные стали подразделяют на принадлежащие к **мартенситному, мартенсит-**

но-ферритному или *ферритному классу*; при этом используются также более дорогие стали *аустенитно-мартенситного, аустенитно-ферритного* и *аустенитного класса*.

Стали мартенситного класса (часто называемые сильхромами) содержат примерно 0,4 % *C* (0,35...0,45); 9...10 % *Cr*, 2...3 % *Si*. К сталям этого типа принадлежат, например *4X9C2, X6CM, 1X12H22BMФ* и др. Для снижения склонности к отпускной хрупкости их легируют молибденом (примерно до 1...1,5 %). Эти стали используют в основном для изготовления выхлопных клапанов автомашин, тракторов и т.д. Рабочая температура их эксплуатации не превышает 700 °С.

Стали мартенситно-ферритного класса - это высоколегированные стали с содержанием 11...12 % *Cr* и небольшими добавками *Mo, W, V*, образующими карбиды, упрочняющими сталь и повышающими сопротивление ползучести. К сталям этого класса относят такие марки, как *1X11MФ, 1X12BHMФ, 18X11MФБ, 1X12B2MФ*. Их применяют для изготовления дисков, лопаток и затворов газовых турбин, работающих до 10000 ч при температурах 600...650 °С. Эти стали используют, как правило, в термически обработанном состоянии, т.е. после закалки с 1000...1050 °С и отпуска при 650...720 °С. Иногда их легируют ниобием.

Стали ферритного (ферритно-перлитного) класса - это низкоуглеродистые стали, с содержанием около 0,2 % *C*, легированные хромом (в количестве 2...3 %), молибденом, вольфрамом и ванадием (каждого менее чем по 1 %).. Молибден, ванадий и хром остаются в твердом растворе и повышают устойчивость феррита; легирование ванадием необходимо для выделения карбидов, повышающих длительную прочность. Эти стали применяют в области температур 500...550 °С для дисков и роторов газовых турбин, крепежных деталей, для труб котлов высокого давления с температурой пара до 500...530 °С. Марки сталей этого класса - *12MX, 15MX, 20X3MBФ*. Последняя сталь при кратковременных выдержках может быть использована при температурах до 580 °С.

Стали аустенитно-мартенситные и аустенитно-ферритные содержат 13...28 % *Cr*; 2...13 % *Ni*, а также *Mn, Ti, Al*. К этому классу относят такие марки, как *2X13H4Г9*,

X15H9Ю, 2X17H2, X23H13 и другие.

Из-за большей растворимости углерода в аустените, по сравнению с ферритом, стали **аустенитного класса** отличаются более высокой жаропрочностью, по сравнению со сталями на ферритной основе. Аустенитные стали отличают как по способу упрочнения, так и по свойствам и областям их применения.

Различают стали **не упрочняемые термической обработкой** и **стали с карбидным и интерметаллидным упрочнением**.

Не упрочняемые термической обработкой аустенитные стали (типа **12X18H10T, 08X23H18, 09X14H16Б** и др.) используют в закаленном с 1050...1100°C состоянии. Их условно считают однофазными, хотя в действительности они содержат небольшое количество карбонитридов (для предотвращения межкристаллитной коррозии).

Эти стали используют при рабочих температурах до 700 °С, главным образом, в тех областях, где требуется сочетание жаропрочности с высокой жаростойкостью.

Аустенитные стали с карбидным упрочнением - это высокохромистые стали, содержащие 0,1...0,4 % С и легированные одним или несколькими карбидообразующими элементами - титаном, ниобием, ванадием или молибденом (например, **1X25H25TP, 37X12H8Г8МФБ** и др.). Их термическая обработка состоит в закалке с 1050...1100 °С в воде и отпуске при 650...700 °С, в результате которого из аустенита выделяются карбиды, повышающие жаропрочность. Эти стали применяют для изготовления клапанов двигателей, различных деталей газовых турбин, работающих в интервале температур 600...700 °С, а при умеренных напряжениях - до 800...850 °С.

После эксплуатации при рабочих температурах в сталях могут выделяться частицы σ - фазы, типа **FeCr**, и других избыточных фаз, приводящих к охрупчиванию. **Аустенитные стали с интерметаллидным упрочнением** обладают наибольшей жаропрочностью. Упрочнение происходит после старения закаленных сталей, при котором выделяются частицы интерметаллидных фаз типа **Ni₃Ti, Fe₂Ti, Nb₃Al** и др. Повышения жаропрочности аустенитной матрицы, кроме легирования титаном, ниобием, молибденом и танталом, добиваются добавками хро-

ма, вольфрама и молибдена. Такие стали обычно закаляют с 1100...1150 °С на воздухе, а старение проводят при 700...750 °С в течение 15...20 ч.

Из сталей типа *X12H20T3P*, *XH35BTЮ*, *X14H14B2M* и др. изготавливают высоконагруженные детали, работающие при 600...750 °С в окислительных атмосферах (кольца, корпуса, диски и лопасти турбин).

Аустенитные стали пластичны, хорошо свариваются, и поэтому сталь *X12H20T3P* используют для изготовления деталей сложных форм с высокой прочностью, сохраняющейся до 750—800 °С.

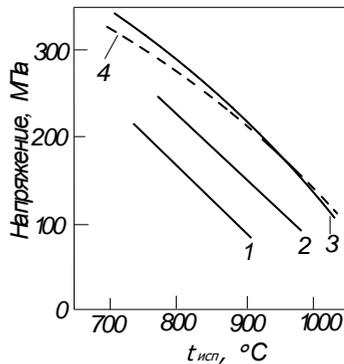
1.5.3. Жаропрочные сплавы на основе никеля и кобальта

Жаропрочные сплавы на никелевой основе в большинстве своем относятся к числу стареющих, т. е. таких, в которых упрочнение происходит за счет выделения частиц упрочняющих фаз. Эти сплавы получили наиболее широкое распространение в быстро развивающихся отраслях техники.

Стареющие сплавы на никелевой и кобальтовой основах применяются как в деформированном, так и в литом состояниях. Причем литым сплавам присуща более высокая жаропрочность, так как в них можно повысить содержание упрочняющей фазы (рис. 13).

Рис. 13. Жаропрочность (300-часовая длительная прочность) литых никелевых сплавов по сравнению с лучшим деформируемым сплавом - нимоник-115:

1 – нимоник-115; 2 – нимокаст-713;
3 – никонель 738; 4 – нимокаст РК24



Литые сплавы широко применяют для изготовления как статически, так и динамически нагружаемых деталей, особенно там, где велика стоимость механической обработки.

Сплавы на кобальтовой основе несколько уступают никелевым в жаропрочности, но обладают преимуществом в коррозионной стойкости. У лучших кобальтовых сплавов жаропрочность сохраняется до 1000°C, а коррозионная стойкость до 1100...1100 °C. Однако кобальтовые сплавы используют очень мало из-за дефицитности и дороговизны кобальта.

Основное упрочнение и никелевых и кобальтовых сплавов связано с выделением при старении упорядоченных γ' - фаз, соответственно Ni_3Al и Co_3Ti или же более сложных составов, например $(Ni, Co, W)_3(Al, Ta, Cr)$. Особенностью этих фаз является аномальное увеличение их прочности с повышением температур до $0,5...0,6 T_{пл}$.

Так, например, прочность фазы, соответствующей по составу чистому Ni_3Al , при 700 °C в четыре раза выше, чем при комнатной температуре. Легирование ее такими элементами, как титан, вольфрам, ниобий и тантал, не только увеличивает абсолютные значения прочности, но повышает также температуру, соответствующую максимуму прочности.

В стареющих сплавах указанные аномальные свойства γ' - фаз проявляются тем сильнее, чем выше в них содержание γ' - фазы. Поэтому современные жаропрочные сплавы на никелевой и кобальтовой основах содержат до 50...60 % (объемн.) γ' - фазы.

Современные стареющие высокожаропрочные сплавы легируют большим числом элементов ($Mo, Cr, Al, Ti, Ni, W, Ta$). Такие сложнoleгированные материалы получили название *суперсплавов*. Усложнение их составов осуществляется по принципам так называемого рационального легирования (т.е. с учетом влияния элементов на прочностные и пластические характеристики). Так для повышения объемной доли упрочняющих интерметаллидных фаз, сплавы легируют алюминием и титаном. Для повышения структурной стабильности, т.е. величины T_{max} , сплавы легируют тугоплавкими элементами: танталом, вольфрамом и ниобием. Эти элементы, а также хром, кобальт и молибден вводят в сплавы для упрочнения и матричного твердого раствора. Для повышения сопротивления высокотемпературной газовой коррозии используют не только хром, молибден,

но и кобальт, а также ниобий и микродобавки (в количествах 0,01...0,1 % *Zr, B, Hf, Y, Ce* и др.).

Для улучшения высокотемпературной пластичности вводят до 0,6 % *B*. Наряду с интерметаллидным для жаропрочных никелевых и кобальтовых сплавов применяют и чисто *карбидное упрочнение*. Легирование сплавов элементами *W, Mo, Ta, Cr, Ti* в сочетании с высоким содержанием углерода (до 0,6...0,7 %) обеспечивает упрочнение за счет мелкодисперсных карбидов. Но при высоких температурах карбидное упрочнение менее устойчиво по сравнению с интерметаллидным. Карбидное упрочнение сочетают с интерметаллидным.

Известно, что соотношение прочностных и пластических свойств в двухфазных и многофазных сплавах зависит от структуры сплава. Для создания оптимальной структуры стареющих жаропрочных сплавов используют термическую, а в последнее время и термомеханическую обработку.

1.6. Инструментальные стали и сплавы

Классификация инструментальных сталей

К инструментальным относится большая группа сталей и сплавов, используемых для обработки материалов резанием и давлением и обладающих после термической обработки высокой твердостью, прочностью и износостойкостью. Инструментальные стали подразделяют на *нетеплостойкие, полутеплостойкие и теплостойкие* (табл. 11).

В зависимости от их назначения стали делят на (табл. 12): *стали для режущих инструментов, штамповые стали для холодного и горячего деформирования и стали для точных инструментов.*

Таблица 11

Химический состав инструментальных сталей

Сталь	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>W</i>	<i>Mo</i>	<i>V</i>	Другие элементы
-------	----------	-----------	-----------	----------	-----------	----------	--------------------

1	2	3	4	5	6	7	8
Нетеплостойкие стали							
У10	0,95- 1,05	0,15- 0,3	0,15	-	-	-	0,15-0,3 Mn
У12	1,15- 1,25	0,15- 0,3	0,15	-	-	-	0,15-0,3 Mn
У13	1,25- 1,35	0,15- 0,3	0,15	-	-	-	0,15-0,3 Mn
7ХЗ	0,65- 0,75	0,15- 0,35	3,2- 3,8	-	-	-	0,15-0,4 Mn
6ХС	0,6- 0,7	0,6- 1,0	1,0- 1,3	-	-	-	0,15-0,4 Mn
ХВГ	0,90- 1,05	0,15- 0,35	0,9- 1,2	1,2- 1,6	-	-	0,8-1,1 Mn
Полутеплостойкие стали							
Х12ВМ	2,0- 2,2	0,2-0,4	11,0- 12,5	0,5- 0,8	0,6- 0,9	0,15- 0,30	-
6ХВ2С	0,55- 0,65	0,5-0,8	1,0-1,3	2,2- 2,7	-	-	0,15-0,4 Mn
9Х18	0,9- 1,0	0,5-0,9	17,0- 19,0	-	-	-	-
Х18МФ	1,17- 1,25	0,5-0,9	17,5- 19,0	-	0,5- 0,8	0,1- 0,2	-
5ХГМ	0,50- 0,60	-	0,6-0,9	-	0,15- 0,3	-	1,2-1,6 Mn
20ХНМ	0,2	-	0,5-0,8	-	0,15- 0,3	-	1,4-1,8 Ni 0,5-0,8 Mn
Теплостойкие стали (быстрорежущие)							
Р9	0,85- 0,95	-	3,8-4,4	8,5- 10,0	До 1,0	2,0- 2,6	-
Р18	0,70- 0,80	-	3,8-4,4	17,0- 18,5	До 1,0	1,0- 1,4	-
Р6М5	0,80- 0,85	-	3,8-4,4	5,5- 6,5	5,0- 5,5	1,7- 2,1	-
Окончание таблицы 11							
1	2	3	4	5	6	7	8
Р8МЗ	0,80- 0,90	-	3,6-4,0	7,6- 8,4	3,0- 3,5	1,6- 1,9	-

4X2B5MФ	0,3-0,4	-	2,2-3,0	4,5-5,5	-	0,2-0,5	-
4X5B2ФC	0,35-0,45	0,8-1,1	4,5-5,5	2,4-2,6	-	0,8-1,2	0,15-0,5 Mn
P12Ф4K5	1,25-1,40	-	3,5-4,0	12,5-14,0	до 1,0	3,2-3,8	5,0-6,0 Co
P6M5K5	0,80-0,88	-	3,8-4,3	6,0-7,0	4,8-5,8	1,7-2,2	4,8-5,3 Co

Таблица 12

Режимы термических обработок инструментальных сталей различного назначения

Сталь	$T_{зак}$, °C	$T_{отп}$, °C	Твердость <i>HRC</i>	Назначение инструмента
1	2	3	4	4
Стали для режущих инструментов				
P9 P18	1220...1240 1270...1290	550...570 550...570	63...65 63...65	Резцы, резцовые головки, фрезы, сверла, метчики, плашки, ножовочные полотна и др.
P12Ф3	1235...1250	550...570	64,5...66	То же
P6M5	1200...1220	555...565	63...65	» »
P8M3	1230...1245	560...570	60...61	Напильники для обработки твердых металлов
9X18	1050...1075	220...250	57...60	Ножовки для пищевой промышленности
X18MФ	1050...1075	220...250	58...60	То же
6XC	900...920	180...200	54...58	Ножи для резки табака и кожи
Стали для измерительных инструментов				
9XC	840...860	140...180	63...64	Измерительные плитки
XBG	830...850	140...170	63...64	То же
20X	790...810	150...180	61...63	Шаблоны, линейки, лекала
Окончание таблицы 12				
1	2	3	4	5
Штамповые стали для холодного деформирования				
У10	810...825	180...200	57...59	Вытяжные штампы
У12	810...835	180...200	57...59	То же
X12BM	1080...1100	150...180	62...63	Вырубные штампы

7ХГ2ВМ	870...890	325...350	52...54	Для пресс-форм полимерных материалов, для вырубных и отрезных штампов
Штамповые стали для горячего деформирования				
5ХГМ	820...860	500...540	40...46	Для молотовых штампов
4Х2В5МФ	1050...1080	600...650	48...50	Штампы для деформирования легированных сталей
4Х5В2ФС	1030...1060	580...620	48...50	То же
20ХНМ	820...840	220...230	57...58	Для пресс-форм полимерных материалов

Инструментальные стали и сплавы получают либо обычным выплавкой, либо методом порошковой металлургии.

К основным свойствам инструментальных сталей (после окончательной термической обработки) относят механические, тепловые, некоторые физические и химические.

Главной задачей является обеспечение оптимального сочетания свойств сталей для конкретных условий службы. Повышенные требования предъявляют к износостойкости, сопротивлению пластической деформации, усталостному разрушению, сопротивлению ударным нагрузкам, к теплостойкости и разгаростойкости. Важнейшим свойством является **твердость**. Инструменты с низкой твердостью под действием возникающих в процессе работы напряжений, быстро теряют форму, размеры и работоспособность.

С увеличением твердости возрастает износостойкость и предел выносливости (рис. 15 и 16). Уменьшается также налипание металла на инструмент и улучшается чистота обрабатываемой поверхности. При разных термических обработках твердость инструментальных сталей изменяется в широких пределах. Ее максимальные значения у некоторых инструментальных сталей (быстрорежущих) достигают 68...70 **HRC**.

Твердость нетеплостойких и некоторых полутеплостойких сталей определяется главным образом содержанием углерода в мартенсите и с повышением его концентрации увеличивается. В теплостойких сталях твердость определяется в большей степени дисперсностью карбидов и интерметаллидов.

Такие факторы, как величина исходного зерна и распределение первичных карбидов по размерам, на твердость не влияют вообще. Однако величина зерна оказывает значительное влияние на прочность и вязкость стали.

Повышение твердости ведет к повышению стойкости инструмента. Связь между твердостью и прочностью, наблюдающаяся обычно в конструкционных сталях, в инструментальных может наблюдаться лишь при низких значениях этих свойств.

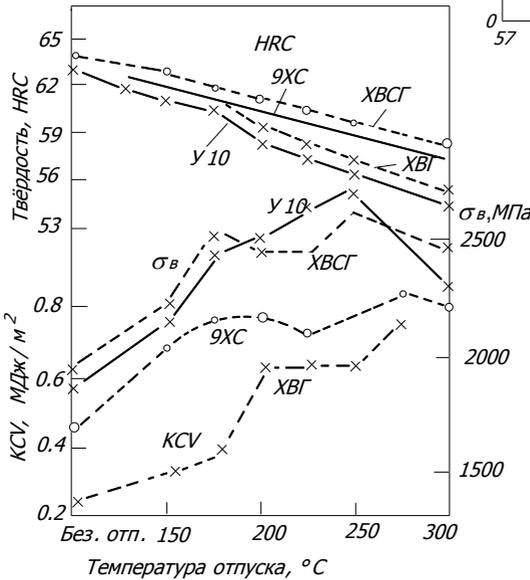
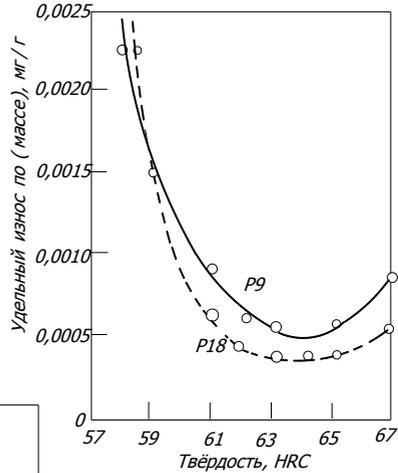


Рис. 15. Удельный износ (по массе) быстрорежущих сталей в зависимости от твердости

Рис. 16. Механические свойства инструментальных сталей в зависимости от температуры отпуска

Для инструментов с повышенными требованиями к вязкости

высокую твердость создают обычно лишь в поверхностных слоях, т. е. в рабочей кромке инструмента, а в его сердцевине обеспечивают высокую вязкость, что является выгодным, так

как ударные нагрузки передаются на всю площадь сечения инструмента.

Очень важным свойством для инструментальных сталей является *сопротивление хрупкому разрушению*, на которое влияют не только содержание углерода в мартенсите и количество остаточного аустенита, но также величина зерна, структура границ зерен, дисперсность и распределение карбидов. С увеличением размеров зерна и усилением неоднородности в распределении карбидов прочность инструментальных сталей снижается.

Сопротивление усталостному разрушению важно для инструментальных сталей, используемых для штампового инструмента, работающего при знакопеременных нагрузках.

При повышении *вязкости* возрастает износостойкость рабочей кромки. В сталях высокой твердости для повышения вязкости применяют легирование элементами, измельчающими зерно.

Под теплостойкостью понимают способность стали сохранять структуру и свойства, необходимые для работы инструмента при нагреве кромки в процессе эксплуатации. Повышение теплостойкости достигается путем комплексного легирования, обеспечивающего большее количество упрочняющих фаз (карбидов и интерметаллидов). Так, например, легирование кобальтом быстрорежущей стали приводит к повышению ее теплостойкости с 610...615 °С до 640...650 °С, что позволяет повысить скорости резания и стойкость режущих инструментов. Такое легирование приводит одновременно и повышению ударной вязкости. Теплостойкость определяется по температуре нагрева, при которой начинает быстро развиваться необратимое изменение структуры, приводящее к изменению свойств и уменьшению стойкости инструмента.

Разгаростойкость (сопротивление термической усталости) определяется сопротивлением стали образованию поверхностных трещин под нагрузкой при многократном нагреве и охлаждении. Разгаростойкость ухудшается при повышении твердости, если это сопровождается снижением вязкости. Более высокую разгаростойкость имеют стали с меньшим содержанием углерода.

Из физических свойств инструментальных сталей наиболее

важное значение имеют *тепловое расширение* и *устойчивость против прилипания обрабатываемого металла к инструменту*. Из химических свойств главное— *окалиностойкость*.

Износостойкость сталей зависит от структуры инструментальной стали, свойств обрабатываемого материала и условий обработки, а также от прокаливаемости стали, определяющей распределение твердости по сечению инструмента. Прокаливаемость хорошая у высоколегированных теплостойких сталей и полутеплостойких, у менее легированных и углеродистых сталей (нетеплостойких) она гораздо ниже.

1.6.1. Стали для режущего инструмента

Стали этой группы делятся на *углеродистые, низколегированные и высоколегированные (быстрорежущие)*.

Углеродистые стали после закалки имеют высокую твердость (60...63 *HRC*), которая сохраняется при низком отпуске (150...180°C). Но твердость углеродистых сталей при нагреве выше 190...200 °C резко падает, поэтому их используют при малой скорости резания не очень твердых материалов. Применяют углеродистые стали для инструментов небольших размеров (зенкеры, сверла, пилы для ручных ножовок и др.).

Углеродистые стали значительно уступают теплостойким в износостойкости, и их использование резко сокращается, несмотря на преимущества, заключающиеся в большой вязкости, хорошей обрабатываемости и низкой стоимости.

По сравнению с углеродистыми легированные стали (*11ХФ, 13Х, 9ХФ* и др.) лучше прокаливаются, и это предотвращает деформацию инструмента и его коробление при термической обработке. Инструменты из этих сталей рекомендуется закалывать в масле или проводить ступенчатую закалку с промежуточным охлаждением в горячей среде). Стали *9ХС, ХВГС* имеют повышенную теплостойкость (до 250...260 °C), их применяют для инструментов большого сечения (ручных сверл, разверток и т. п.). Но в отожженном состоянии они имеют повышенную твердость и их обработка резанием и давлением затруднена.

Быстрорежущие стали применяют для изготовления

большинства инструментов. От других сталей их отличает, прежде всего, высокая теплостойкость, поэтому их можно использовать при резании с большой скоростью. Применение быстрорежущих сталей вместо углеродистых позволяет повысить скорость резания в 2...4 раза, а при их интерметаллидном упрочнении - в 5...6 раз. При этом стойкость инструмента возрастает в 10...40 раз.

Высокая теплостойкость быстрорежущих сталей обусловлена специальным легированием (*W, Mo, V, Co*). Наиболее используемые марки - *P18, P12, P6M5, P6M3*. Их применяют для изготовления инструментов, предназначенных для резания труднообрабатываемых материалов.

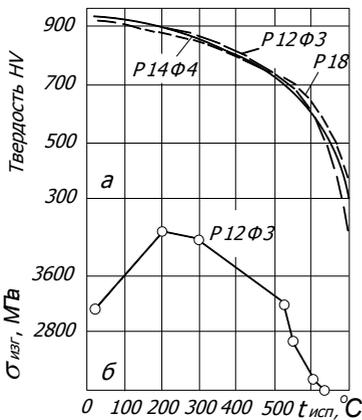


Рис. 18. Твердость сталей *P18, P12Ф3, P14Ф4* и прочность стали *P12Ф3* при нагреве

Для инструментов, от которых требуется большая стойкость, применяют стали с твердостью 66...68 *HRC* (*P6K5, P9K10, P18K5Ф2* и др.).

Сочетание высокой твердости с высокой теплостойкостью обеспечивается закалкой с высоких температур (1200...1300 °C) и последующим двух- и трехкратным отпуском при 550...560 °C, а для некоторых сталей и при 600...650 °C.

Высокая твердость и теплостойкость этих сталей обусловлена выделением карбидов типа *MC, M₂₃C₆, M₆C*, которые присутствуют в количестве до 25...30 % (например, в стали *P18*), либо интерметаллидов типа *Co₇W₆*.

Как правило, при закалке быстрорежущих сталей полного превращения не наблюдается, в них сохраняется остаточный аустенит, снижающий режущие свойства. Поэтому иногда для таких сталей применяют обработку холодом.

Для улучшения поверхностного слоя инструментов приме-

няют *низкотемпературное цианирование, азотирование, нитроцементацию с последующим оксидированием* и другие методы. В результате на поверхности инструмента создается слой, характеризующийся повышенной твердостью, износостойкостью и теплостойкостью.

Большинство марок быстрорежущих сталей содержит дорогой и дефицитный вольфрам. Поэтому в настоящее время проводится интенсивная разработка новых безвольфрамовых марок быстрорежущих сталей.

1.6.2. Стали для штампового инструмента

Штампами называют инструменты, изменяющие форму материала без снятия стружки. Стали, используемые для изготовления штампового инструмента, должны обладать высоким сопротивлением пластической деформации и износостойкостью, а в некоторых случаях (при разогреве) и повышенной теплостойкостью. При больших размерах штампов стали должны иметь высокую прокаливаемость и незначительно изменять свой объем при закалке.

Стали для штампов холодного деформирования

Для изготовления штампов холодного деформирования наиболее часто применяют высокохромистые стали (***X12Φ1, X12M, 4XB2C, 5XB2C***). Их термическая обработка заключается в закалке с 1100...1170 °С и последующем однократном или многократных отпусках. После закалки сталь имеет твердость 42...54 ***HRC***. Режимы отпуска выбирают в зависимости от назначения штампового инструмента.

Для штамповки легких металлов используют обычно стали с низкой прокаливаемостью и вязкой сердцевиной, такие как ***У10, 11XB, 7XГНМ*** и др.

Для деформирования более прочных металлов применяют полутеплостойкие стали, а для пуансонов, работающих в условиях больших нагрузок - быстрорежущие.

Для вырубных и отрезных штампов требуются износостойкие стали с повышенным содержанием карбидов (***X12BM,***

X12Φ4M и др.).

Стали для слесарно-монтажного инструмента отличаются износостойкостью, повышенной вязкостью и высоким сопротивлением смятию рабочих кромок. Для гаечных ключей используют сталь *40ХВА*, для молотков - *50ХФА*, отверток - *50* и *50ХФ*, плоскогубцев - *У7*, *У8* или *7ХФН*.

Штамповые стали для штампов горячего деформирования

Кроме требований, предъявляемых к износостойкости, сопротивлению пластической деформации, теплостойкости и вязкости, стали для штампов горячего деформирования должны обладать еще высокой разгаростойкостью, низким коэффициентом теплового расширения, окалиностойкостью, теплопроводностью и прокаливаемостью. Прокаливаемость особенно важна для крупных деталей, например для ковочных молотовых штампов.

Для небольших штампов (со стороной 200...300 мм) применяют стали *5ХНВ*, *4ХСМФ*; при средних размерах (300...400 мм) - стали *5ХНСВ*, *5ХГМ*; для более крупных штампов - *5ХНМ*, *27Х2НМФ* и *30Х2НМФ*.

Регламентация твердости зависит от размеров штампов и условий их эксплуатации. Для небольших - рекомендуемая твердость составляет 40...44 *HRC*, так как при большей твердости увеличивается разгар. Штампы средних размеров обрабатываются на твердость 36... 41 *HRC*, а крупных - на 35...38 *HRC*.

Хвостовую часть штампов следует обрабатывать на более низкую твердость (33...37 *HRC* у мелких и 25...30 *HRC* у крупных), с тем, чтобы обеспечить необходимую вязкость.

Стали для пресс-форм, применяемых при литье под давлением

Наиболее распространенными марками сталей, используемых для изготовления пресс-форм, являются *4ХМФС*, *4Х4ВМФС*, *2Х9В6*, *2Х13* и др.

При выборе сталей для изготовления литейных форм необ-

ходимо учитывать и химическое взаимодействие заливаемого металла с формой. После определенного числа заливок металла формы подвергают отпуску при 300...400 °С для снятия напряжений. Повышения стойкости форм (в 1,5...2 раза) достигают применением химико-термической обработки (азотированием или нитроцементацией).

1.6.3. Стали для измерительного инструмента

Стали, применяемые для изготовления измерительного инструмента, должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, а также способностью сохранять точные размеры и форму в течение длительного времени. Для многих измерительных инструментов, например плиток, требуется высокая чистота поверхности. Для обеспечения требуемых свойств выбирают стали с мартенситной структурой. Однако мартенсит претерпевает старение, которое приводит к изменению размеров и формы. Наблюдается также и распад остаточного аустенита, вызывающий увеличение размеров. Поэтому режим термической обработки и состав сталей для таких инструментов должен обеспечивать требуемое сочетание свойств. Обычно для измерительного инструмента используют заэвтектоидные хромистые высокоуглеродистые стали *X*, *12XГ*, *XВГ*. Для более полного превращения аустенита в мартенсит стали часто подвергают многократной обработке холодом. После каждой из них проводят отпуск при 100...125 °С.

Шаблоны и лекала изготавливают из низкоуглеродистых (сталь *20* или *20X*) или же среднеуглеродистых сталей (*55*, *50*, *50Г*). Их подвергают цементации, затем закаливают с температуры 790...810 °С в масло или воду и отпускают при 150...180 °С, 2...3 ч.

1.6.4. Твердые сплавы

Применение твердых сплавов позволяет не только увеличить скорость обработки, но и значительно повысить износостойкость обрабатываемого и штампового инструмента. Наиболее широко используют металлокерамические твердые сплавы, состоящие из карбида вольфрама *WC* и кобальтовой связки либо

из смеси карбидов WC , TiC и TaC с той же связкой (табл. 13).

Эти сплавы обладают очень высокой твердостью. Износостойкость твердых металлокерамических сплавов увеличивается с ростом твердости и в 10...15 раз превышает значения характерные для быстрорежущей стали. Сохраняется она до 800...1000 °С.

Сплавы с карбидами вольфрама (типа BK , BTK и $BTTK$.) дороги и дефицитны. Поэтому в настоящее время разработаны твердые сплавы (типа $TiC + Ni + Mo$), которые по твердости даже превосходят сплавы типа BK или BTK , хотя отличаются повышенной хрупкостью.

В промышленности применяют и абразивно-алмазный инструмент (шлифовальные круги, надфили, стеклорезы, буры и др.). При использовании алмазных кругов, вместо кругов из SiC , требующих доводки кругами из карбида бора, производительность заточки инструмента возрастает в 2...4 раза, а срок службы заточенных инструментов увеличивается в 2...3 раза.

Таблица 13
Составы и механические свойства твердых сплавов

Сплав		WC ,	TiC ,	TaC ,	Co ,	Твердость <i>HRA</i>	Сопrotивление изгибу, МПа
основа	марка	%	%	%	%		
BK	BK3	97	-	-	3	89	1000
	BK6	94	-	-	6	88	1200
	BK8	92	-	-	8	87,5	1300
	BK20	80	-	-	20	84	-
BTK	T5K10	85	5	-	10	88,5	1150
	T14K8	78	14	-	8	89,5	1150
	T30K6	64	30	-	6	92	900
TTBK	TT8K6	86	6	2	6	90,5	1250
	TT10K8A	82	7	3	8	92	1000
	TT10K8B	83	3	7	8	92	-

Алмазы используют также в качестве фильер для протяжки высокопрочных сплавов, а также драгоценных металлов. В качестве фильер для протяжки высокопрочных материалов применяют также и фильеры из оксида алюминия или особо высо-

коизносоустойчивых материалов на основе гексаборида ниобия, тантала, молибдена, вольфрама. В России разработаны также новые режущие керамические материалы - микролиты, состоящие из зерен Al_2O_3 , размером 1...2 мкм с добавками стекляннной фазы и небольшого количества фторида магния и оксида хрома. Присутствие стекляннной фазы снижает хрупкость микролита и повышает его вязкость.

Инструменты из нитрида бора (эльбора) по твердости не уступают алмазу, но превосходят его по теплостойкости (устойчивы до 1200°C).

1.7. Стали и сплавы с особыми физическими свойствами

Сплавы, имеющие точно определенный состав и специальные физические или физико-механические свойства, называют прецизионными. При их изготовлении требуется строго соблюдать режимы выплавки и обработки. При отклонении от строго регламентированных режимов недостижимы высокие параметры, характерные для того или иного сплава.

К прецизионным относят сплавы со специальными электрическими, тепловыми, магнитными, упругими и другими свойствами.

Большинство прецизионных сплавов создано на основе *Fe*, *Ni* и *Co*, либо на основе их сочетания (например, *Fe - Co*, *Fe - Ni*, *Ni - Co*) и дополнительно легированные *Mo*, *Cr*, *Mn*, *Cu*, *Zr*, *Ti*, *Nb*, *Be* и др.

Эти сплавы, как правило, безуглеродистые (содержание углерода в них 0,005...0,05 %). Содержание других примесей также возможно более низкое.

1.7.1. Магнитно-мягкие и магнитно-твердые стали и сплавы

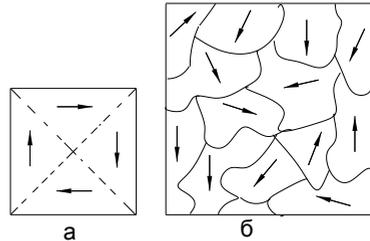
В материаловедении по магнитным свойствам материалы разделяют на *магнитно-мягкие, магнитно-твердые и немагнитные материалы.*

Напомним, как происходит процесс намагничивания материалов при приложении внешнего магнитного поля.

Известно, что даже в монокристаллах, а тем более в поликристаллических материалах весь объем тела разделен на области - **домены**, разделенные узкими границами (**стенки доменов**). Размеры доменов различны для разных веществ, и даже в одном материале они зависят от структуры и свойств определенного образца. Как правило, размеры доменов составляют $10^{-3} \dots 10^{-2}$ см, а толщина стенок между доменами - порядка $10 \dots 100$ нм. Каждый из доменов ориентирован в присущем ему направлении легкого намагничивания (рис. 19).

Рис. 19. Ориентация магнитных моментов в ферромагнетиках в отсутствие внешнего магнитного поля:

а – монокристалл; *б* – поликристалл



При беспорядочном расположении энергия стенок доменов, вклады магнитокристаллической и магнитострикционной энергий - минимальны и материал - немагнитен. Приложение магнитного поля, прежде всего, приводит к росту доменов за счет присоединения соседних доменов близкой ориентации, а затем их рост происходит путем обращения полей доменов, ориентированных близко к направлениям обратным приложенному полю. Кроме этого процесса, происходит другой процесс - вращение доменов, приводящий к изменению направления их спонтанной намагниченности, т. е. к ориентированию их в направлении приложенного поля.

Процессом технического намагничивания называется создание в ферромагнетиках результирующей намагниченности - M , равной суммарному магнитному моменту атомов в единице объема. При этом в отличие от парамагнетиков, для которых характерна линейная связь между приложенным внешним полем и намагниченностью, для ферромагнетиков при приложении поля намагниченность изменяется нелинейно, достигает насыщения, а затем, если изменить направление намагничивающего поля, кривая пойдет выше, чем первоначальная, и при поле равном нулю будет существовать остаточная намагничен-

ность.

При неоднократном изменении направления намагничивающего поля постепенно формируется замкнутая кривая (*петля гистерезиса*). Максимальная магнитная индукция называется *индукцией насыщения*. Величина магнитной индукции $\pm B$, сохраняющаяся после снятия приложенного магнитного поля, называется *остаточной магнитной индукцией*.

Существование явления остаточной магнитной индукции привело к созданию постоянных магнитов. Напряженность магнитного поля H (А/м), при которой магнитная индукция сводится к нулю, называют коэрцитивной силой H_c (задерживающей напряженностью). *Магнитной энергией или энергией перемagnetничивания* называется произведение BH_c .

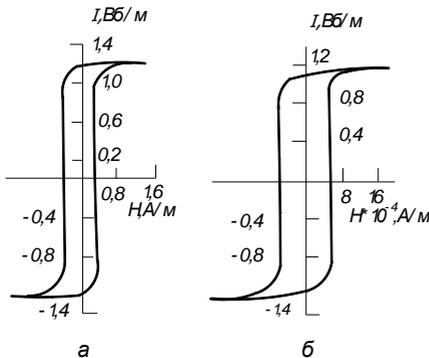


Рис. 20. Петли магнитного гистерезиса для магнитно-мягких материалов (а) и магнитно-твердых материалов (б). Обратите внимание на масштаб по оси абсцисс

коэрцитивной силой. Для этих материалов характерна малая работа перемagnetничивания (рис. 20).

Магнитно-твердыми материалами называют материалы с высокой коэрцитивной силой H и малой начальной проницаемостью. Для большинства магнитных материалов наблюдается линейная зависимость между начальной проницаемостью и коэрцитивной силой.

Магнитно-мягкие материалы используют в трансформаторах, генераторах, переключателях и других устройствах. К числу этих материалов относятся чистое железо, трансформаторная и динамная стали (сплав железа с кремнием), *альсиферы* (сплавы $Fe - Si - Al$).

В приборостроении и слаботочной промышленности также применяют магнитомягкие материалы - *пермаллой* ($Fe + 78,5 \% Ni$) и *супермаллой* ($Fe-5 \% Mo-79 \% Ni$). Как правило, это однофазные материалы.

Для уменьшения потерь энергии необходимо использовать материалы с узкой петлей гистерезиса. При малой площади петли гистерезиса соотношение между B и H_c практически линейно. Коэффициент пропорциональности этого соотношения μ - *магнитная проницаемость*. Для обычного железа проницаемость равна нескольким тысячам, а для сплава супермаллой - порядка миллиона.

Для изготовления трансформаторов и электромоторов необходимы такие магнитно-мягкие материалы, в которых намагниченность заметно меняется даже при приложении небольших магнитных полей. Для этого стенки магнитных доменов должны легко двигаться, что достигается в материалах с небольшим количеством дефектов (включений второй фазы, дислокаций).

Высокие свойства пермаллоев обусловлены физическими свойствами компонентов, входящих в них. Направление легкого намагничивания в никеле - $\langle 111 \rangle$, а в железе - $\langle 100 \rangle$. При смешивании их в определенной пропорции получается, что в сплаве эти два направления становятся эквивалентными, т. е. в сплаве не будет предпочтительного направления легкого намагничивания и для намагничивания сплава будет необходима лишь небольшая энергия. Кроме того, в этих сплавах практически не проявляется *магнитострикция*. Поскольку наклеп повышает коэрцитивную силу и снижает магнитную проницаемость, эти сплавы обычно используют в отожженном состоянии. Крупное зерно способствует повышению магнитной проницаемости, поэтому материалы стараются рекристаллизовать на крупное зерно.

Техническое железо (марки Э, ЭА, ЭАА) используют для магнитопроводов постоянного тока (электромагниты, реле и т. п.). Недостатком чистого железа являются большие тепловые потери мощности из-за вихревых *токов Фуко*, возникающих при перемагничивании.

Легирование железа кремнием (трансформаторная и динамная стали) значительно повышает электросопротивление и сни-

жает потери за счет вихревых токов. Кремний также повышает магнитную проницаемость и индукцию, снижает коэрцитивную силу и потери на гистерезис. Но кремний, при его содержании в железе выше 3 %, вызывает хрупкость.

Электротехническую сталь выпускают в виде листов холоднокатаных и горячекатаных. Для увеличения размера зерна при рекристаллизации и выжигания углерода сталь подвергают отжигу при 1100...1200 °С (в вакууме, водороде или диссоциированном аммиаке). Динамную сталь выпускают в виде листа толщиной 0,5 мм, причем отжигом добиваются изотропной структуры. Трансформаторную же сталь (толщиной 0,35 мм) выпускают обязательно в виде текстурованных листов и ленты, т. е. добиваются преимущественной одинаковой ориентировки всех зерен вдоль направления прокатки.

Электротехнические стали принято маркировать буквой Э, первая цифра за которой соответствует содержанию кремния в процентах, вторая цифра - удельным потерям на перемагничивание (**1** - нормальные удельные потери, **2** - пониженные, **3** - низкие), **0** в конце марки указывает, что сталь холоднокатаная текстурованная, **00** - холоднокатаная малотекстурованная. Следовательно, горячекатаные сорта сталей маркируются **Э11, Э12, Э21, Э32, Э41, Э42, Э43**. Холоднокатаные стали маркируются **Э1100, Э310, Э3100** и т.д.

С увеличением содержания кремния в стали потери на перемагничивание уменьшаются. С ростом частоты тока потери увеличиваются. Для существенного их снижения следует повышать электросопротивление материалов. Поэтому для работы при высоких частотах используют **ферриты**. Ферриты получают спеканием порошков Fe_2O_3 и оксидов двухвалентных металлов: **ZnO, NiO, MnO** и др. Омическое сопротивление ферритов высокое и составляет $10^6 \dots 10^7$ Ом/см, у них сравнительно небольшая намагниченность насыщения, равная 100...2000 Гс. Для характеристики ферритов обычно используют начальную магнитную проницаемость μ_0 , которую указывают в начале марки феррита: **2000 НС, 6000 НМ** и так далее (**НС** - означает никель-кремниевый, **НМ** - никельмарганцевый). Применение ферритов позволяет уменьшить размеры многих приборов (ферритовые поглотители электромагнитных волн, антенны, сердечники,

элементы памяти, постоянные магниты и т. д.). Ферриты производят с очень высоким электросопротивлением ($10^8 \dots 10^9$ Ом/см). Их недостатком является высокая твердость и хрупкость, низкая точка Кюри (ниже 200 °C) и низкая индукция насыщения.

Пермаллои широко используют в слаботочной промышленности (радио, телеграф, телефон). Широко применяют также альсиферы (**5,4 % Al, 9,6 % Si, 85 % Fe**), преимущество которых перед пермаллоями - их недефицитность.

Для создания постоянных магнитов используют материалы с широкой петлей гистерезиса (рис. 20, б), чтобы при снятии внешнего намагничивающего поля намагниченность осталась большой (магнитно-твердые материалы). Энергия постоянных магнитов (BH_c) будет тем больше, чем выше значения обоих сомножителей. Поскольку значения B ограничены магнитным насыщением ферромагнитных материалов (**Fe, Ni, Co**), то для увеличения энергии увеличивают коэрцитивную силу.

Структура, обеспечивающая такие свойства сплавов, должна быть очень неоднородной (либо это мартенсит с большим числом дислокаций, границ зерен, либо это стареющие сплавы с мелкодисперсной распределенной в матрице второй фазой, либо сплавы с упорядоченной структурой).

Эффективным магнитно-твердым материалом является сплав типа **альнико** (**51 % Fe; 8 % Al; 14 % Ni; 24 % Co; 3 % Cu**). Его высокая магнитная энергия достигается в результате закалки с температуры $1250 \dots 1300$ °C и последующего старения при $600 \dots 650$ °C. Структура сплава после термической обработки состоит из ферромагнитной матрицы и вкрапленных в нее мелких магнитных же частиц. Ферромагнитная матрица обеспечивает достаточно высокую остаточную индукцию.

Дефицит никеля и кобальта привел к необходимости создания новых сплавов, сочетающих высокую магнитную энергию и хорошие механические свойства. Так, сплав **71ГЮ** (**71 % Mn, Al** - остальное) используют при изготовлении многополюсных магнитов и двухполюсных, для роторов электродвигателей и других магнитов в приборостроении. Магнитный сплав системы **70ГГл** (системы **Mn - Ga**) применяют для изготовления мелких магнитов с большим размагничивающим фактором.

В технике постоянных магнитов применяют и материалы, в которых в парамагнитную матрицу вкраплены мелкие (практически однодоменные) ферромагнитные частицы. К числу таких сталей относятся *EX3 (3 % Cr); EX5K5 (5% Cr, 5% Co); EX9K15M (9% Cr, 15% Co, 1 % Mo)*. Эти стали легко обрабатываются резанием и деформируются, но применяются лишь для не очень ответственных магнитов.

В радиоаппаратуре и электромашиностроении требуются также магнитодиэлектрики, которые отличаются высоким постоянством магнитной проницаемости. Магнитодиэлектрики получают обычно методами порошковой металлургии из карбонильного железа и альсифера с изолирующими материалами. Иногда в электромашиностроении требуются немагнитные материалы с низкой электропроводностью и высокими механическими свойствами. Для этих целей используют аустенитные стали и чугуны. К числу таких сталей относятся *H12XГ, 45Г13Ю3, X18H9* и др. Применение аустенитных сталей ограничено плохой обрабатываемостью.

1.7.2. Сплавы с высоким электросопротивлением

В электротехнической промышленности электросопротивления находят применение в двух существенно различных областях: как сопротивления-нагреватели и как сопротивления для измерительных приборов и тонкого регулирования (в сплавах этого типа требуется точная воспроизводимость величины сопротивления).

Для сопротивлений-нагревателей (с высоким омическим сопротивлением, порядка $100 \dots 150 \cdot 10^{-8}$ Ом·м) обычно используют твердые растворы. Структура твердого раствора обладает высокой пластичностью, поэтому сплавы для сопротивлений - нагревателей легко деформируются в ленту и проволоку. Нагреватели должны обладать хорошей окалиностойкостью и достаточной прочностью при высоких температурах, чтобы при работе сохранялась их форма.

Наиболее часто используют как сплавы высокого омического сопротивления *нихромы X20H80* и *ферронихромы X15H60*, а также нихромы, легированные титаном, - *X20H80Т, X20H80ТЗ*

и др. Максимальная температура, до которой работают указанные сплавы, 1050...1150 °. Недостатком этих сплавов является их дороговизна и высокое содержание дефицитного *Ni*. Потому разработаны также сплавы и на основе железа - хромоалюминиевые стали ферритного класса *X13Ю4 (фехраль)* и *0X25Ю5А (хромаль)*. Рабочая температура этих сплавов тем выше, чем больше в сплаве алюминия и хрома. Стали типа *X13Ю14* и *1X17Ю5* работоспособны до 850...1000 °С, некоторые марки сталей (*1X25Ю5*) - до 1150 °С, а такие, как *0X27Ю5А*, - и до 1250 °С. В сталях, используемых для нагревательных элементов, строго ограничивается содержание углерода (0,06...0,12 %), поскольку выделение карбидов отрицательно влияет на пластичность и уменьшает срок службы изделий.

Для сопротивлений в приборах применяют *никелин (67 % Cu; 2...3 % Mn; 30...31 % Ni, константан (54 % Cr; 1 % Mn; 45 % Ni), манганин (86 % Cu; 12 % Mn; 2 % Ni и мельхиор (60 % Cu; 17 % Ni; 23 % Zn)*. Сплавы этого типа имеют сопротивление примерно в три-четыре раза более низкое по сравнению со сплавами для нагревательных элементов, а главное, более низкую рабочую температуру (300...400 °С), но обладают высокой стабильностью свойств.

1.7.3. Сплавы с особыми упругими свойствами и аномальным тепловым расширением

Прецизионные сплавы с высокими упругими свойствами используются в приборостроении для изготовления упругочувствительных элементов различной измерительной аппаратуры. Эти сплавы подразделяют на *ферромагнитные, с температурно-стабильным модулем упругости* и *немагнитные*.

К ферромагнитным сплавам на железоникелевой основе принадлежит *элинвар*, обладающий малым температурным коэффициентом модуля упругости, а к немагнитным - дисперсионно-твердеющий сплав *47ХНМ*, обладающий, помимо высоких упругих свойств, коррозионной стойкостью. Сплав имеет высокую пластичность при повышенных температурах, поэтому поддается ковке и прокатке.

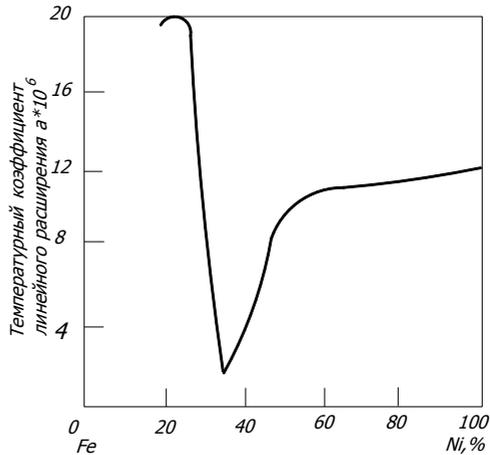
Для метрологии, геодезии и точного приборостроения важ-

ны сплавы с низким температурным коэффициентом линейного расширения α . В сочетании с высокой пластичностью они должны быть пригодны для спайки со стеклом и керамикой.

В приборах высокой точности необходимо сочетание большей упругости с малыми α .

Большинство сплавов с заданным α однофазны во избежание объемных изменений при изготовлении и эксплуатации изделий. Широко используется *инвар* (36 % *Ni*, остальное *Fe*) и более сложные сплавы на его основе, а также железохромистый сплав *X18ТФ*.

Рис. 21. Зависимость температурного коэффициента линейного расширения сплавов системы *Fe - Ni* от состава



Особенностью этих ферромагнитных сплавов с заданным α является аномалия теплового расширения (рис. 21). Заключается она в том, что у сплава с 36 % *Ni* температурный коэффициент линейного расширения примерно на порядок ниже, чем у входящих в него чистых компонентов железа и никеля; а у сплава с 25 % *Ni* - он, наоборот, почти в два раза выше. Это различие наблюдается лишь для ферромагнитного состояния сплавов. При переходе в парамагнитное состояние температурный коэффициент линейного расширения значительно возрастает. Значения в ферромагнитном состоянии сплавов тем ниже, чем уже температурный интервал, в котором проявляется аномалия расширения. Увеличение температурного интервала, в котором железоникелевые сплавы сохраняют низкие значения α , достигается их легированием кобальтом и медью, сужение - легированием

хромом.

К сплавам с минимальным тепловым расширением относятся **36Н**, **39Н**, а также **32НКД** и **35НКТ**. Для снижения величины α сплавы закаливают с 830...870 °С в воду, отпускают при 315 °С в течение часа и затем ~ 48 ч подвергают старению при 95 °С. При этом $\alpha = 1,7 \cdot 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$. Еще более низкие значения α получаются в результате отжига сплавов после холодной деформации на 60% ($\alpha = 0,3 \cdot 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$).

Сплав **36Н** используют в точном машиностроении в интервале температур от 100 до - 269 °С. В интервале от 100 до - 60 °С также широко применяют железоникелькобальтовый сплав **32НКД** и *суперинвар*.

Для деталей повышенной прочности и твердости и одновременно с заданным α используют дисперсионно-твердеющий сплав **35НКТ** (35 % Ni; 5...6 % Cr; 2,2...2,8% Ti; не более 0,05 % C; 0,5% Co; ост. Fe). Для этого сплава в интервале температур от - 60 до + 60 °С $\alpha = 0,3 \cdot 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$.

Величина α сплавов и спаиваемых с ними неорганических веществ должны быть близки, а сами материалы не должны претерпевать фазовых превращений. Для этих целей используют сплавы **30НКД** (29,5...30,5 % Ni; 13...14,2 % Co; 0,05% C; 0,3...0,5 % Cu; ост. Fe) и **29НК** (28,8 % Ni; 17,8 % Co; 0,02 % C; ост. Fe).

Сплавы со средними величинами α - это **47ХНР** (46...48 % Ni; 4,5...6,0 % Cr; ост. Fe) и **47НД** (47,4 % Ni; 5,1 % Cu; ост. Fe).

Немагнитные сплавы с заданными температурными коэффициентами линейного расширения характеризуются средними значениями α и низкой магнитной восприимчивостью. К числу этих сплавов относят **75НМ** (никельмолибденовый), **80НМВ** и **70НВД** (никельмолибденвольфрамовый и никельвольфрамовый, легированный медью до 1...2 %).

1.7.4. Сплавы с эффектом «памяти формы»

В технике все более широкое использование получают спла-

вы, обладающие эффектом «памяти формы», т.е. способностью восстанавливать форму в результате протекания фазовых превращений.

В основе этого эффекта лежит явление термоупругого мартенситного превращения, предсказанного Г. В. Курдюмовым в 1948 г. и затем обнаруженного им на алюминиевой бронзе (**Cu + 14 % Al; 1,5 % Ni**).

Эффект проявляется в том, что если изменение формы материала проводить при температуре ниже начала мартенситного превращения M_n , а затем материал нагревать до температуры обратного мартенситного превращения (линия A_n на рис. 22), то проявляется возврат к исходной форме.

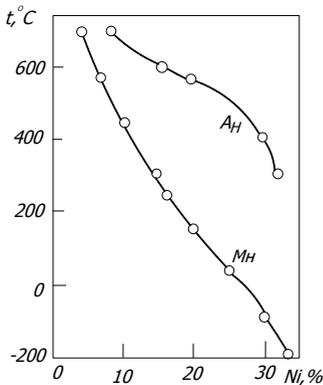


Рис. 22. Зависимость положения точек прямого M_n и обратного A_n мартенситного превращения от концентрации никеля в сплавах **Fe – Ni**

Наблюдается и обратный эффект. Если ленту или проволоку свернуть в спираль при повышенной температуре ($> A_n$), затем охладить до температуры ниже мартенситной точки M_n , чтобы прошло прямое мартенситное превращение, и в мартенситном

состоянии разогнуть, то при повторном нагреве до температуры выше A_n в результате протекания обратного мартенситного превращения выпрямленный образец вновь примет спиральную форму. Изменение формы при нагреве и охлаждении может происходить многократно.

В настоящее время эффект «памяти формы» обнаружен на сравнительно большом числе сплавов с различной химической основой: никелиде титана (нитиноле) **H50T50**, сплавах на основе меди (**Cu + 15 % Ni; 36 % (am.) Al**), на никелевой основе (**Ni + 36 % (am.) Al**), сплавах систем **Mn - Cu**, **Mn - Ni**, **Mn - Ge** и др. Материалы с эффектом «памяти формы» получили широкое распространение в космической технике (в частности, для ан-

тени), авиации, атомной энергетике (в качестве соединительных элементов трубопроводов, различных термодатчиков), в медицине и т.п., причем нередко в виде монокристаллических изделий. Интенсивно проводится как разработка новых составов сплавов с эффектом «памяти формы», так и поиск новых областей их использования в технике.

Контрольные вопросы к главе 1

1. Каковы общие требования, предъявляемые к конструкционным материалам? Что такое конструкционная прочность?

2. Как подразделяются углеродистые конструкционные стали по качеству и областям применения? Какие виды термообработок применяют к качественным углеродистым сталям?

3. Какие свойства наиболее важны для изготовления и эксплуатации изделий из низколегированных конструкционных сталей? Перечислите основные области их применения в машиностроении.

4. Какие стали считаются высокопрочными? Какие способы достижения высокой прочности в сталях используются в современном металловедении?

5. Перечислите основные виды коррозии, наблюдаемой в сталях и сплавах. Укажите группы коррозионноустойчивых сталей, используемых в промышленности.

6. Какие стали и сплавы называются жаропрочными, укажите требования, предъявляемые к ним по механическим и коррозионным свойствам. Какие способы упрочнения применяют для повышения жаропрочности сталей и сплавов?

7. Как классифицируют инструментальные стали и сплавы, и какие требования к ним предъявляют?

8. Какие основные классы сталей и сплавов используют в электротехнической промышленности?

9. Перечислите основные свойства сплавов с эффектом «памяти формы».

Глава 2

ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

2.1. Конструкционные сплавы на основе титана

В последнее время в качестве конструкционных материалов начали применять и титановые сплавы. Причем темпы роста объема их производства наиболее высокие из всех известных конструкционных материалов. Это объясняется редким сочетанием высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и значительной прочности при повышенных температурах.

2.1.1. Титан

Титан - переходный металл. Его температура плавления 1668°C , плотность при 20°C составляет $4,5 \text{ г/см}^3$, модуль упругости $E = 11,2 \cdot 10^5 \text{ МПа}$. При 882°C низкотемпературная гексагональная модификация (α - фаза) переходит в высокотемпературную β - модификацию с ОЦК решеткой. Очень чистый титан, полученный иодидным способом, обладает высокой пластичностью, но вследствие его химической активности он легко взаимодействует с кислородом, азотом и углеродом. И, хотя прочность его сильно возрастает, пластичность существенно снижается.

Несмотря на высокую температуру плавления, чистый титан обладает повышенной склонностью к ползучести. Она проявляется уже при комнатной температуре, при напряжениях составляющих только 60 % от предела текучести. Технический титан не склонен к хладноломкости. У технического титана необычно изменяется пластичность: с повышением температуры от комнатной до 200°C она увеличивается в 1,5...2 раза, а при дальнейшем повышении температуры - снижается, достигая минимума при $400 \dots 500^{\circ}\text{C}$, а затем снова резко возрастает. При температуре полиморфного превращения титан обладает *сверхпластичностью*.

Интенсивность взаимодействия титана с кислородом и водородом растет с температурой, поэтому в условиях эксплуатации при повышенных температурах его следует защищать от насыщения указанными элементами. Вместе с тем эту способность

титана используют для поглощения газов в электро-вакуумных приборах. Несмотря на свою высокую химическую активность, титан во многих агрессивных средах обладает высокой коррозионной стойкостью, что объясняется образованием защитной оксидной пленки на его поверхности. В средах, не разрушающих оксидную пленку, а особенно способствующих ее образованию, титан устойчив (в разбавленной серной кислоте, уксусной, молочной, во влажной хлорной атмосфере, царской водке, разбавленной и концентрированной азотной кислоте и др.). Преимущество титана перед другими материалами заключается еще и в том, что точечная и межзеренная коррозия наблюдаются в нем редко.

2.1.2. Сплавы на основе титана

В промышленности выплавляют широкую гамму титановых сплавов. Большинство их легировано алюминием, что приводит к повышению удельной прочности, жаропрочности, сохранению удовлетворительной пластичности, повышению модуля нормальной упругости, снижению склонности к водородной хрупкости. Но алюминий в титановых сплавах повышает их склонность к солевой коррозии. Поэтому в пищевой промышленности, если имеется опасность контакта с солью при температурах 200...250 °С, сплавы не используют.

При содержании алюминия в титане более 7 % (по массе) в сплавах образуется соединение Ti_3Al с упорядоченной структурой, заметно снижающее пластичность. Это соединение носит название алюминида титана, и на его основе пытаются создавать жаропрочные сплавы титана. Алюминий – единственный α -стабилизатор. Сплавы на основе $Ti - Al$ легируют β -стабилизаторами и нейтральными упрочнителями. Жаропрочные титановые сплавы - это α -сплавы. Сплавы со структурой $\alpha + \beta$ и β имеют меньшую жаропрочность. Повышение жаропрочности достигается многокомпонентным легированием и выделением при старении мелкодисперсных интерметаллидов. Сплавы со структурой ОЦК (β - фазы) - более пластичны.

Недостатком титановых сплавов является их высокая склон-

ность к росту зерна, препятствующая сварке. Титановые сплавы делят на *деформируемые и литейные*. Из деформируемых α -сплавов наиболее распространен сплав **BT5** (легированный 5 % *Al*). В горячем состоянии он хорошо куется, прокатывается, штампуется, сваривается и в отожженном состоянии имеет $\sigma_B = 750 \dots 950$ МПа, $\delta = 12 \dots 25$ %; $KC = 0,3 \dots 0,6$ МДж/м². К этой же группе относятся сплавы, легированные марганцем: **OT4-0** (1 % *Al*; 15 % *Mn*), **BT4** (4 % *Al*; 1,5 % *Mn*) и сложнолегированный сплав **BT18** (7,5 % *Al*; 1,1 % *Zr*; 0,7 % *Mo*; 1 % *Nb*; 0,3 % *Si*) или **BT20** (6,5 % *Al*; 2 % *Zr*; 1 % *Mo*; 1 % *V*). Два последних сплава имеют $\sigma_B = 1000 \dots 1100$ МПа. Сплавы типа **OT4-0** и **OT4-1** (2 % *Al*; 1,5 % *Mn*) относятся к числу наиболее технологичных титановых сплавов, они деформируются в горячем состоянии, хорошо свариваются всеми видами сварки. Недостатком, ограничивающим применение этих сплавов, является их склонность к водородной хрупкости (содержание водорода в них не должно превышать 0,005 %).

Деформируемые ($\alpha + \beta$) - сплавы также обладают высокой пластичностью, но термически нестабильны и обычно охрупчиваются после сварки. К этой группе принадлежат сплавы **BT6** (6 % *Al*; 5 % *V*) и **BT3-1** (6 % *Al*; 2 % *Cr*; 2,5 % *Mo*). Сплав **BT6** обладает хорошим сочетанием прочностных, пластических и технологических свойств, хорошо сваривается.

Сплавы **BT14** и **BT16** на основе *Ti - Al - Mo - V* (**BT14** содержит 5,5 % *Al*; 1 % *V* и 3 % *Mo*; **BT16** содержит 2,5 % *Al*; 4,5 % *V* и 4,5 % *Mo*) упрочняются путем закалки с 860...880 °С и последующего старения при 480...500 °С в течение 12...16 ч. Из **BT14** изготавливают ленту, фольгу, листовые детали. Сплав **BT16** имеет лучшие технологические свойства, чем **BT14**.

Деформируемые титановые сплавы со структурой β - фазы промышленного распространения не получили из-за плохой свариваемости и низкой термической стабильности, несмотря на то, что они имеют высокую прочность при комнатной температуре.

Титановые сплавы со структурой $\alpha + \beta$ и β - фаз широко используют как жаропрочные. Сплав **BT20** жаропрочен до 700 °С, хорошо сваривается. Его применяют для изделий, длительное

время работающих при 500 °С. Сплав **BT18** наиболее жаропрочен и может работать длительное время при 550...600 °С. В этом сплаве жаропрочность повышает кремний, но он же и ухудшает пластичность при его повышенном содержании. Наиболее высокими жаропрочными свойствами обладают сплавы на основе титана, легированные **Zr**, **Al**, **Mo** и **Sn**. Некоторые из этих сплавов рекомендованы для длительной работы при 700°С. Кратковременно они могут работать даже при 850 °С. Хорошим комплексом жаропрочных свойств обладает сплав **AT3** (**2,7 % Al; 0,6 % C; 0,3 % Fe; 0,36 % Si; 0,01 % B**). При комнатной температуре этот сплав имеет $\sigma_B = 860$ МПа; при 350°С $\sigma_B = 610$ МПа и при 500 °С $\sigma_B = 500$ МПа. При этом следует учесть, что этот сплав характеризуется очень низкой скоростью ползучести. Так, предел длительной прочности за 10000 ч при 350°С составляет 560 МПа, т. е. 90 % от его кратковременной прочности при этой температуре. Для многих аустенитных сталей предел длительной прочности даже за 1000 ч составляет при этой температуре всего 50...60 %.

При легировании сплавов **Ti - Al** оловом и другими элементами получены жаропрочные сплавы, у которых предел кратковременной прочности при 700 °С составляет 430...500 МПа, а предел 100-часовой прочности при 600 °С равен 255...280 МПа. При кратковременных нагрузках этот сплав может работать и при 800 °С.

Из числа литейных сплавов в промышленности получили распространение **BT1Л**, **BT5Л**, **BT3Л**, **BT14Л**. По составу они совпадают с деформируемыми сплавами. Процесс отливки деталей из них сопряжен с определенными трудностями, обусловленными взаимодействием с газами и формовочными материалами. Отливки отличаются плотностью и хорошим заполнением форм. Их объемная усадка составляет около 3 %. Литейные сплавы обладают более высокой прочностью, но меньшей ударной вязкостью и сравнительно низким пределом усталости по сравнению с деформируемыми, поэтому плохо применимы в условиях циклических нагрузок.

Сплавы титана используют во многих отраслях техники, причем предпочтительно в тех случаях, когда требуется высокая

коррозионная стойкость, по которой они значительно превосходят коррозионностойкие (нержавеющие) стали. Но особенно выгодно применять титановые сплавы в авиации и ракетостроении, где требуется высокая удельная жаропрочность при температурах 300...600 °С. В этом интервале температур алюминиевые и магниевые сплавы не могут работать, а стали и никелевые сплавы относительно тяжелы. Из титановых сплавов изготавливают диски и лопатки компрессоров реактивных двигателей, корпуса двигателей второй и третьей ступеней ракет. Широкое применение они нашли в судостроении (гребные винты, обшивки кораблей, подводных лодок, торпед). В химической промышленности их применяют при изготовлении насосов для перекачки кислот (серной, соляной), а также оборудования предприятий хлорной промышленности.

В титановых сплавах высокая ударная вязкость сохраняется до температур жидкого водорода (- 253°С), поэтому их применяют для изготовления криогенного оборудования и в холодильной промышленности. Указанные сплавы используют также и в медицинской промышленности. В пищевой промышленности титан и его сплавы применяют для наиболее ответственных деталей и узлов аппаратов, которые работают в условиях коррозионного контакта с пищевыми средами, кислотами, а также в мясоперерабатывающей, рыбной и других отраслях промышленности. Но широкое применение этих сплавов пока ограничивается высокой их стоимостью.

2.2. Алюминиевые и магниевые сплавы

Широкое распространение в технике получили алюминиевые и магниевые сплавы, прежде всего потому, что они обладают высокой удельной прочностью, т. е. отношением прочности и плотности. Так, сплавы типа дуралюмин имеют $\sigma_{\text{в}}$ порядка 500 МПа, а плотность $2,7 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, т. е. удельную прочность 0,185, в то время как даже для высокопрочных сталей этот показатель равен 0,15.

Магний вообще относится к числу самых легких металлов, используемых в промышленности. Его плотность равна $1,74 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, т. е. он в 1,6 раза легче алюминия и в 4,5 раза легче

железа, а удельная прочность его достигает 0,20...0,23, так как прочность отдельных магниевых сплавов составляет 350...400 МПа.

Немаловажным фактором является и то, что эти элементы содержатся в больших количествах в земной коре: алюминий по распространенности занимает первое место среди конструктивных металлов (около 8 %), железо занимает второе место (5,1 %), а магний - третье (2,4 %).

Подавляющее большинство алюминиевых сплавов упрочняются в результате естественного и искусственного старения, магниевые сплавы упрочняются лишь искусственным старением (термической обработкой).

Основные режимы термической обработки легких сплавов

Для алюминиевых и магниевых сплавов применяют три основных вида термической обработки: закалку, отжиг и старение.

Отжиг применяют для достижения более равновесных состояний различных сплавов, как правило, для улучшения их пластичности. Гомогенизирующий отжиг проводят в основном для устранения неоднородностей структуры литых сплавов. Температура *гомогенизирующего отжига* колеблется от 450 до 520 °С, а время выдержки от 4 до 40 ч. Охлаждение после отжига проводят быстро, с целью облегчения последующей деформации и улучшения свойств.

Рекристаллизационный отжиг проводят после деформации (холодной или горячей) для снижения прочности полуфабрикатов или готовых изделий и обеспечения высокой пластичности. Нагрев осуществляют до температур, соответствующих окончанию первичной рекристаллизации, т. е. 300...500 °С, длительность отжига от 0,5 до 2 ч, в зависимости от степени предшествующей деформации. ***Третий вид отжига*** применяют для разупрочнения заготовок перед последующей деформацией, например штамповкой.

Закалку проводят для сплавов, претерпевающих в твердом состоянии фазовые превращения. Цель закалки - получить пересыщенный твердый раствор с максимально возможным содер-

жанием легирующих элементов.

Под воздействием последующего нагрева (старения) состояние сплава будет стремиться к равновесному, т. е. сплав превратится из однофазного в двухфазный или многофазный в соответствии с диаграммой состояний. Отличительной чертой алюминиевых сплавов является то, что их старение может начинаться при комнатной температуре.

Изменения структуры стареющих сплавов при распаде пересыщенных твердых растворов (старении) ведут к значительному изменению свойств сплавов, в первую очередь механических. Прочность в результате старения значительно возрастает (пластичность, естественно, падает). Причем наибольшее увеличение прочности наблюдается на стадиях старения, соответствующих выделению метастабильных фаз. Причиной увеличения прочности при выделении метастабильных фаз является то, что они, будучи иначе ориентированными и имея другой тип кристаллической решетки, являются эффективными препятствиями движению дислокаций.

2.2.1. Алюминий, его свойства и применение в технике

Алюминий - металл серебристого цвета, имеющий атомную массу 26,98 г, температуру плавления 660 °С, модуль упругости 71000 МПа, модуль сдвига 26000 МПа. Он обладает высокой химической активностью, но имеет способность покрываться тонкой пленкой Al_2O_3 (толщиной 1...10 мкм), которая защищает его от дальнейшего воздействия окружающей среды даже в условиях влажного климата. С газами - CO , CO_2 , H_2 при обычных температурах алюминий не взаимодействует. Он обладает высокой коррозионной стойкостью в морской воде. Во многих органических кислотах - уксусной, масляной, лимонной, винной, пропионовой, яблочной, глюконовой алюминий устойчив, но в щавелевой и муравьиной кислотах его стойкость мала. Действие кислот на алюминий зависит от их концентрации. Так, концентрированная азотная кислота не растворяет алюминий, а в разбавленной - он быстро растворяется. Незначительно растворяют алюминий также разбавленные серная, фосфорная, хромовая и борная кислоты. В соляной, плавиковой, бромисто-

водородной, а также концентрированной серной кислоте алюминий растворяется быстро. Неустойчив он и в растворах едких щелочей, однако в газовых средах и растворах солей, не разрушающих защитную пленку, он устойчив (в аммиаке, сероводороде, сернокислых солях многих элементов). В то же время в растворах, разрушающих защитную пленку (в присутствии солей ртути, ионов хлора, в кислых рудничных водах), алюминий быстро корродирует.

В зависимости от чистоты алюминий делят на несколько групп: особой чистоты - **A999** (99,999 %), высокой чистоты - **A995** (99,995 %), **A99** (99,99 %), **A97** (99,97 %), **A95** (99,95 %) и технически чистый (99 %) - марки **A8**, **A7**, **A6**, **A5**, **A0**. Примесями в техническом алюминии являются железо, медь, марганец, титан и др.

Технический алюминий выпускается в виде прутков, листов, проволоки и различных профилей. Широкое применение получил алюминий для изготовления проводов, оболочек высоковольтных кабелей. Широко используют алюминий в пищевой промышленности для изготовления различных емкостей, тонкой фольги для упаковки продуктов. Из фольги толщиной более 0,2 мм штампуют различные коробки, крышки.

Но еще большим разнообразием свойств и более широкими областями применения характеризуются сплавы алюминия.

2.2.2. Сплавы на основе алюминия

Все алюминиевые сплавы можно разделить на **деформируемые, литейные, спеченные порошковые и направленно-закристаллизованные алюминиевые эвтектики**. Порошковые сплавы **САПы** и направленно-закристаллизованные эвтектики будут рассмотрены в главе **3**.

Деформируемые алюминиевые сплавы

Большинство алюминиевых сплавов обладает хорошей пластичностью, и из них изготавливают все известные в технике полуфабрикаты: фольгу, листы, прутки, трубы, ребристые панели, проволоку, поковки, штамповки. Эти заготовки получают

методами горячей и холодной обработки: прессованием, экструдированием, ковкой, горячей штамповкой, прокаткой и волочением.

Пластическая деформация - не только средство изменения формы, ее используют также и для упрочнения алюминиевых сплавов.

Деформируемые алюминиевые сплавы делят на **упрочняемые старением и деформацией** и **упрочняемые только деформацией**. Типичные составы и свойства упрочняемых и старением и деформацией дуралюминов приведены в табл. 15.

Дуралюмины хорошо деформируются в горячем и холодном состояниях.

При холодной деформации, как правило, требуется промежуточный рекристаллизационный отжиг (350...370 °С). Для упрочнения старением дуралюмины закалывают с 495...505 °С и выдерживают 4...5 дней при комнатной температуре. Изменение прочности дуралюмина в зависимости от температуры и времени старения приведено на рис. 24.

Таблица 15
Составы и механические свойства дуралюминов

Сплав	Содержание элементов, %			Механические свойства после закалки и естественного старения		
	<i>Cu</i>	<i>Mg</i>	<i>Mn</i>	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Д1	4,3	0,6	0,6	240	400	20
Д16	4,3	1,5	0,6	330	440	18
Д19	4,0	2,0	0,75	310	425	18

Сплав **Д16** применяют для изготовления конструкций средней и повышенной прочности - самолетов, кузовов автомобилей, а также строительных конструкций. В продовольственном машиностроении его используют для деталей сепараторов, тестомесильных аппаратов и других изделий.

Кроме того, из деформируемых и упрочняемых термической обработкой можно отметить сплавы **Д18 (2 % Cu; 0,35 % Mg; 0,1 % Mn)** и **ВАД1 (4,1 % Cu; 2,5 % Mg; 0,6 % Mn; 0,15 % Zr; до 0,06 % Ti; 0,03 % В)**, обладающие повышенной пластичностью.

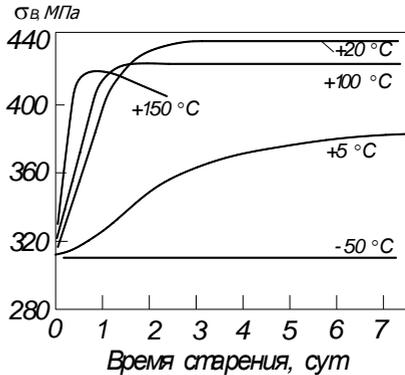
Их применяют для изготовления заклепок для самолетов и других изделий.

Рис. 24. Зависимость прочности (σ_B) дуралюминов от времени старения при различных температурах

Для упрочнения дуралюминов проводят термическую обработку в сочетании с последующей деформацией. Изделия после закалки и естественного старения подвергают нагартовке с обжатием на 5...7 % или искусственному старению после закалки и нагартовки.

Деформируемые сплавы типа *авиаль* менее легированы, чем дуралюмины. Суммарное содержание легирующих элементов в них не превышает 1...2 %. Сплав *АВ* содержит 0,7 % *Mg*; 0,9 % *Si*; 0,4 % *Cu*; 0,25 % *Mn*, сплав *АД31* содержит 0,7 % *Mg*; 0,5 % *Si*, а сплав *АД33* - 1,0 % *Mg*; 0,6 % *Si*; 0,3 % *Cu* и 0,25 % *Cr*. По прочности эти сплавы уступают дуралюминам, но они более пластичны. Из них изготавливают трубы, листы, лопасти вертолетов и другие изделия, требующие высокой пластичности в холодном и горячем состояниях. Искусственное старение таких сплавов целесообразно проводить сразу же после закалки, так как это приводит к улучшению их свойств.

Промышленностью выпускаются также высокопрочные алюминиевые сплавы, например *В95* (1,4...2,0 % *Cu*; 1,8...2,8 % *Mg*; 0,2...0,6 % *Mn*; < 0,5 % *Si*; 5...7 % *Zn*), для которого $\sigma_B = 550$ МПа и $\delta = 8$ %, а также сплав *В96* (2,2... 2,8 % *Cu*; 2,5...3,2 % *Mg*; 0,2...0,5 % *Mn*; 7,6...8,6 % *Zn*; 0,1 % *Cr*), с $\sigma_B = 630$ МПа и $\delta = 7$ %. Относительно более высокая коррозионная стойкость этих сплавов обусловлена присадками марганца и меди. Эти сплавы пластичны в горячем состоянии и удовлетворительно пластичны в холодном. Их применяют в самолетострое-



нии для нагруженных конструкций, работающих при 100...120°C.

К числу жаропрочных алюминиевых сплавов, работающих при более высоких температурах (до 300 °С) относятся сложнолегированные сплавы типа *Д20* (6...7 % *Cu*; 0,4...0,8 % *Mn*; < 0,3 % *Si*; 0,1...0,2 % *Ti*; < 0,2 % *Zr*) или *АК4-1* (1,95...2,5 % *Cu*; 1,4...1,8 % *Mg*; < 0,3 % *Si*; 0,8...1,5% *Fe*; 1,0...1,5 % *Ni*; 0,1 % *Ti*). Присадка титана к этим сплавам способствует замедлению их рекристаллизации.

Алюминиевые сплавы, применяющиеся дляковки и штамповки деталей, отличаются высокой пластичностью при температурах деформации. К их числу относятся *АК6* (1,8...2,6 % *Cu*; 0,4...0,8 % *Mg*; 0,4...0,8 % *Mn*; 0,7...1,2 % *Si*) и *АК8* (содержание меди более высокое - до 3,9...4,6 %). Ковку и штамповку этих сплавов проводят при 450...475 °С. Затем их подвергают закалке при 500... 575 °С (*АК6*) или 490...505 °С (*АК8*) и старению при 150...165 °С в течение 6...15 ч.

К числу деформируемых сплавов, не упрочняемых термической обработкой, относятся бинарные сплавы алюминия с марганцем или магнием. Сплавы эти обозначаются как *АМц* (с 1,0...1,6 % *Mn*) либо *АМ22*, *АМ23*, *АМ25*, *АМ26* (содержат обычно от 2 до 6 % *Mg*, содержание которого указывает цифра в маркировке, кроме того в них содержится 0,3...0,8 % *Mn*).

Различные деформируемые алюминиевые сплавы применяются для изготовления деталей реактивных и турбовинтовых двигателей самолетов, деталей конструкций ракет и искусственных спутников земли. Кроме того, их применяют также для изготовления корпусов судов, причем, в отличие от стали, они не обрастают ракушками. Из анодированного алюминия изготавливают потолки, перила, дверные проемы, оконные рамы.

В продовольственном машиностроении из алюминиевых сплавов делают цистерны, различные емкости, детали холодильных агрегатов. Из деформируемых сплавов *АД*, *АД1*, *Д16*, *АМц* и др. в продовольственном машиностроении изготавливают различные сварные конструкции технологического оборудования. Сплав *АМ23* и другие сплавы систем *Al - Mg* и *Al - Si* используют для транспортных систем в сахарной промышленности, для труб теплообменных аппаратов в сатураторных уста-

новках.

Литейные алюминиевые сплавы

Для литейных алюминиевых сплавов важнейшими являются технологические (а не эксплуатационные) свойства: жидкотекучесть, объемная и линейная усадка, склонность к образованию горячих трещин и к ликвации. Наиболее распространены среди литейных сплавов *силумины* (сплавы на основе системы *Al - Si*, как бинарные, так и легированные). Маркируют литейные сплавы буквами *АЛ*. Для фасонного литья кроме силуминов применяют и сплавы на основе *Al - Cu - Mg*, *Al - Cu*, *Al - Zn - Mg*, отличающиеся от соответствующих деформируемых сплавов более высоким содержанием меди и магния, а также тугоплавких добавок (никеля, титана и железа). Цифры, которые стоят в маркировке, за буквами *АЛ* (алюминиевый литейный), не имеют никакого отношения ни к составам сплавов, ни к их свойствам.

По структуре литейные сплавы чаще всего близки к эвтектическим. Например, силумины *АЛ2* (*10...12 % Si*) и *АЛ4* (*8,0...10,5 % Si*; *0,17...0,3 % Mg* и *0,5 % Mn*), а также *АЛ19* (*4,5...5,3 % Cu*; *0,6...1,0 % Mn* и *0,25 % Ti*) имеют эвтектическую структуру. Для этих сплавов $\sigma_B = 200...220$ МПа; для *АЛ19* $\sigma_B = 320...360$ МПа; $\delta = 5...7$ %. Сплавы *АЛ8* (*9,3...10,0 % Mg*) и *АЛ9* (*6,0...8,0 % Si*; *0,2...0,4 % Mg*) в продовольственном машиностроении используют для изготовления корпусов насосов, работающих в контакте с пищевыми продуктами. Для повышения коррозионной стойкости их анодируют либо на них наносят лакокрасочные покрытия. Сложнолегированные литейные сплавы *АЛ1*, *АЛ20*, *АЛ21* (на основе *Al - Cu - Mg*, выплавляются с *4...6 % Cu*; *1...2 % Mg* и чаще всего с небольшими добавками - до *1 % Ni*; *Cr*; *Fe*; *Ti* других элементов) используют чаще всего как жаропрочные для работы при температурах $300...350$ °С. Многие отливки из этих сплавов подвергают термической обработке.

2.2.3. Магниеые сплавы

Магниеые сплавы, несмотря на сложность их производства,

получили широкое применение в ряде отраслей техники. Они легки, поглощают вибрацию, что и определяет их использование в авиации, ракетной технике и транспорте. Магниево-алюминиевые сплавы хорошо обрабатываются резанием, но уступают алюминиевым по пластичности и коррозионной стойкости.

Магний имеет атомный вес 24,3, плавится при 650 °С. Модуль упругости составляет 46000 МПа. Магний - химически активный металл, при комнатной температуре он легко окисляется с образованием легкопроницаемой оксидной пленки MgO . При нагреве на воздухе до 500...550 °С магний воспламеняется и горит со вспышкой. В разбавленных минеральных кислотах он легко растворяется, в концентрированной серной растворяется плохо, а в плавиковой - не растворяется совсем. С органическими кислотами реагирует легко, с водными растворами щелочей реагирует слабо. В морской воде и других электролитах сильно корродирует, особенно при контакте с другими металлами. Коррозионную стойкость магния повышают цирконий и марганец, а железо, медь, кобальт и никель - ухудшают. Хорошим способом защиты магниевых сплавов от коррозии является покрытие эпоксидной смолой.

Термическая обработка магниевых сплавов во многом подобна применяемой для алюминиевых сплавов. Для повышения технологических свойств их подвергают гомогенизирующему отжигу, поскольку литые магниевые сплавы характеризуются сильной ликвацией. Для деформируемых магниевых сплавов гомогенизацию часто совмещают с нагревом под обработку давлением. Для повышения пластичности проводят рекристаллизационный отжиг. Магниево-алюминиевые сплавы подвергают также закалке и старению. Магниево-алюминиевые сплавы чаще всего закаляют на воздухе, а иногда - в горячей воде. Естественное старение в магниевых сплавах не происходит, поэтому вылеживание магниевых сплавов при комнатной температуре не меняет их свойств. Продолжительность же искусственного старения для магниевых сплавов больше, чем для алюминиевых.

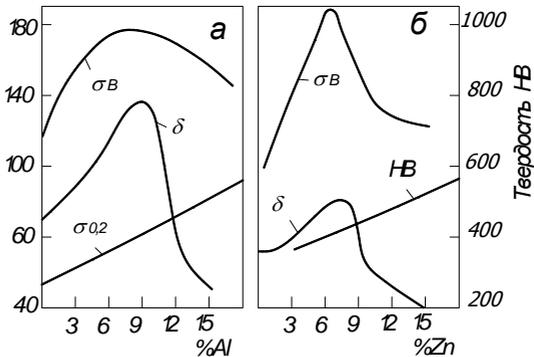
На упрочнение при старении основное влияние оказывают легирующие добавки, действие которых зависит и от температуры эксплуатации (рис. 25).

При комнатной температуре магниевые сплавы наиболее хо-

рошо упрочняются церием, неодимом, кальцием. Алюминий и цинк упрочняют магний слабее, но их можно вводить в больших количествах. Поэтому наиболее распространенными магниевыми сплавами являются сплавы с алюминием и цинком. Эти элементы обеспечивают высокую прочность до температур 150...200 °С.

Магниевые сплавы делятся на две основные группы: **деформируемые** (обозначают *МА*) и **литейные** (*МЛ*). По своему применению эти сплавы могут иметь как общее назначение, так и специальное, т.е. они могут эксплуатироваться как **высокопрочные** и **жаропрочные**.

Рис. 25. Зависимость прочностных и пластических свойств магниевых сплавов от концентрации легирующих элементов алюминия (а) и цинка (б)



Деформируемые магниевые сплавы

К числу деформируемых относятся сплавы с алюминием, цинком и марганцем, причем сплавы с марганцем термической обработкой не упрочняются. К сплавам этой системы относятся *МАГ* (1,3...2,5 % *Mn*). По структуре - это смесь твердого раствора марганца в магнии и кристаллов почти чистого марганца. Сплав *МАЗ* от *МА1* отличается дополнительным легированием церием (0,2 %). Церий выделяется в магнии в виде высокодисперсных частиц *MgCe*, которые повышают механические свойства. Термической обработкой эти сплавы также не улучшаются и поставляются в отожженном состоянии.

В деформируемых сплавах системы *Mg - Al - Zn*, содержащих 4...8 % *Al*, 0,2...1,5 % *Zn*, 0,15...0,5 % *Mn* цинк по-

вышает не только прочность, но и пластичность. К наиболее применяемым сплавам на этой основе относятся *МА2* (3...4 % *Al*; 0,2...0,8 % *Zn*; 0,15...0,5 % *Mn*) и *МА5* (7,8...9,0 % *Al*; 0,2...0,8 % *Zn*; 0,15...0,5 % *Mn*).

Используют также деформируемый сплав системы *Mn - Zn - Zr*, содержащий 5...6 % *Zn* и 0,3...0,9 % *Zr*. Его термическая обработка состоит в искусственном старении при 160...170 °С в течение 24 ч. Маркируется этот сплав как *МА14* или *ВМ65-1*. Он относится к числу жаропрочных магниевых сплавов. Недостатком подобных сплавов является их плохая свариваемость и образование трещин при горячей прокатке.

Литейные магниевые сплавы

По химическому составу многие литейные сплавы близки к деформируемым. В них вводят те же легирующие элементы - алюминий, цинк, марганец, кремний, церий, цирконий, но в несколько больших долях. Наибольшее распространение получили литейные сплавы на основе системы *Mg - Al - Zn*, с содержанием 5...10 % *Al* и 0,2...3,0 % *Zn*, маркируемые как *МЛ4*, *МЛ5*, *МЛ6*. Сплавы на основе системы *Mg - Zn - Zr*, содержащие 4,0...9,0 % *Zn*; 0,6...1,1 % *Zr* (*МЛ8*, *МЛ12*, *МЛ15*, *МЛ17*, *МЛ18*), а также сплавы, содержащие цирконий и редкоземельные элементы (0,4...1,0 % *Zr*; 0,1...0,7 % *Zn*; 2,5...4,0 % *РЗМ*), маркируются как *МЛ9*, *МЛ10*, *МЛ11*, *МЛ19*, и их применяют как жаропрочные. Механические свойства литейных магниевых сплавов ниже, чем деформируемых, что обусловлено более крупным зерном. Лучшими литейными свойствами обладают сплавы *МЛ5*, *МЛ6*, и их используют для литья, как в землю, так и в кокиль.

Структура сплавов *МЛ5* и *МЛ6* состоит из твердого раствора алюминия в магнии и фазы *Mg₂Al₃*. У сплава *МЛ5* хорошее сочетание литейных и механических свойств. Его применяют для отливок коробок передач, картеров двигателей и других деталей. У сплава *МЛ6* литейные свойства лучше, чем у сплава *МЛ5*, поэтому его применяют для отливок сложных тяжело-нагруженных деталей.

Для предохранения от коррозии изделия из магниевых спла-

вов оксидируют, а затем наносят лакокрасочные покрытия.

Применяют магниевые сплавы в авиации (кромки крыльев, корпуса приборов и др.), ракетной технике (корпуса, топливные и кислородные баки), для кожухов приборов электронной аппаратуры в управляемых снарядах и т. п. Магниевые сплавы считают перспективными для применения в табачной промышленности.

2.3. Медные сплавы

Медь обладает рядом ценных технических свойств: высокой электропроводностью и теплопроводностью (выше эти свойства только у серебра), хорошей пластичностью и достаточной прочностью. Имеет атомный вес 63,57, плотность $8,94 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ при 20 °С, температуру плавления 1084 °С, удельную теплоемкость 0,383 кДж/м² при 20 °С, удельное электросопротивление $1,67 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$, модуль нормальной упругости 121000 МПа, модуль сдвига 45500 МПа. Медь диамагнитный материал.

Медь устойчива во многих агрессивных средах (спиртах, фенольных смолах, органических кислотах и др.). Однако она легко растворяется в концентрированной серной, азотной, соляной кислотах. Медь плохо сопротивляется воздействию аммиака и щелочных цианистых соединений. В кислороде окисляется уже при комнатной температуре, а с азотом практически не взаимодействует даже при высоких температурах. Примеси оказывают значительное влияние на свойства меди и что очень важно - на ее электропроводность. Техническую медь подразделяют на **М00** (99,99 %); **М0** (99,95 %); **М1** (99,90 %); **М2** (99,70 %); **М3** (99,5 %) и **М4** (99,0 %), т. е. - на марки, содержащие различное количество примесей. Техническую медь применяют в виде листов, труб, проволоки. В чистом состоянии ее используют лишь в случаях, когда необходима высокая электро- и теплопроводность. В продовольственном машиностроении медь марки **М3** используют для изготовления маслопроводов, испарителей, емкостей варочной аппаратуры.

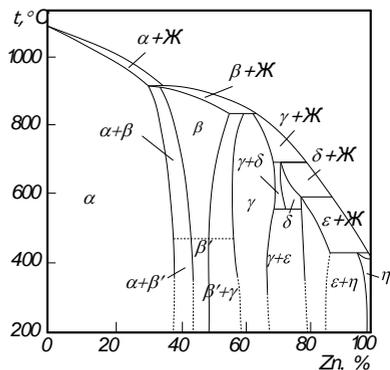
Классификация медных сплавов и их маркировка

Медные сплавы могут быть литейными и деформируемыми, термически упрочняемыми и неупрочняемыми. По химическому составу их подразделяют на *латуни* и *бронзы*. К *латуням* относят сплавы, в которых главным легирующим элементом является цинк, а к *бронзам* сплавы меди с другими легирующими элементами. Латуни принято маркировать буквой *Л*, бронзы - *Бр*. После этих обозначений стоит перечень букв, указывающих на присутствие легирующих элементов в сплаве, и лишь затем цифры, показывающие их примерное содержание в массовых процентах. Элементы обозначаются следующими буквами и их сочетаниями: *А* - алюминий, *О* - олово, *Ц* - цинк, *Мц* - марганец, *Мг* - магний, *Ж* - железо, *Б* - бериллий, *Х* - хром, *Ф* - фосфор, *С* - свинец. Содержание цинка в латунях (меди в бронзах) определяют по сумме концентраций элементов, указанных в марке. Например, в латуни, легированной 5 % *Ni*, - *ЛН65-5*, содержится 30 % *Zn* (цифра 65 соответствует содержанию меди). В бронзе, легированной 7 % *Al*; 1,5 % *Fe*; 1,5 % *Pb*, т. е. *БрАЖС 7-1,5-1,5* содержится 90 % *Cu*.

2.3.1. Латуни

Благодаря высоким технологическим и механическим свойствам как бинарные, так и многокомпонентные латуни получили в технике большое распространение. Структура латуней зависит от их состава и может быть установлена по диаграмме состояний системы *Cu - Zn* (рис. 26). Составы большинства используемых латуней лежат в области концентраций от 0 до 45 % *Zn*, где существуют либо α -, либо ($\alpha + \beta$) - фазы. Фаза α представляет собой твердый раствор цинка в меди, а β - фаза - электронное соединение *CuZn* с электронной концентрацией 3/2.

Рис. 26. Диаграмма состояния системы *Cu - Zn*



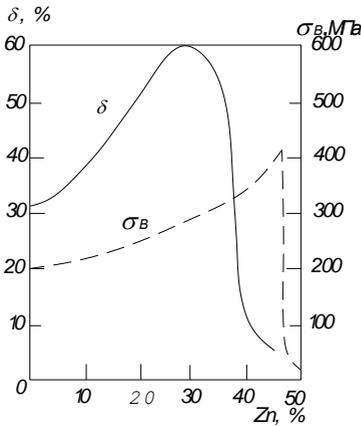


Рис. 27. Зависимость прочностных и пластических свойств латуней от содержания цинка

Температурная зависимость растворимости цинка в α - фазе имеет необычный характер, так как с понижением температуры она не уменьшается, а растет. При 900 °С в α - фазе растворяется 32,5 % Zn, при 454 °С - 39 %, а при дальнейшем понижении

температуры до комнатной она снижается до 36 %. Поэтому закалкой можно получить однофазные латуни, содержащие до 39 % Zn.

α - латуни очень пластичны (рис. 27), хорошо поддаются горячей и холодной обработке.

Двухфазные ($\alpha + \beta$) - латуни малопластичны при умеренных и комнатных температурах из-за хрупкости β' - фазы, поэтому обработку давлением двухфазных латуней лучше проводить при температурах выше 468 °С, когда устойчивой становится не β' - фаза, а пластичная β - фаза, в присутствии которой низкая пластичность β - фазы не проявляется. Вообще, двухфазные латуни, по сравнению с однофазными, имеют большую прочность и износостойкость, но меньшую пластичность.

Легирование бинарных латуней алюминием, железом, марганцем и другими элементами, кроме никеля, уменьшает растворимость цинка в меди и расширяет область существования ($\alpha + \beta$) - фаз. Поэтому легированные латуни, как правило, двухфазны. Введение же никеля увеличивает растворимость цинка в латуни, и такие латуни чаще всего однофазны. Легирование бинарных латуней, как правило, повышает прочность латуней и снижает их пластичность. Исключение составляет свинец, образующий легкоплавкие эвтектики по границам зерен. В α - латунях присутствие свинца приводит к горячеломкости. В двухфаз-

ных латунях происходит перекристаллизация ($\alpha + \beta$) - фаз, в результате которой образовавшийся по границам прежних зерен α - фазы эвтектоид оказывается внутри вновь формирующихся зерен и вредное действие свинца снижается. При комнатных температурах свинец способствует улучшению обрабатываемости латуней резанием и его вводят специально для улучшения обрабатываемости.

Коррозионную стойкость улучшают присадки алюминия, олова, никеля и марганца.

На повышение прочности наиболее эффективно влияют добавки алюминия и олова, в меньшей мере марганца и кремния. Железо и никель снижают прочность и улучшают деформируемость.

К числу деформируемых однофазных латуней относятся *Л96, Л85, Л70, Л090-1, ЛО90-1, ЛА77-2, ЛМц59-1, ЛС74-3* и ряд других. Бинарные латуни легко деформируются, и поэтому их применяют для изготовления штампуемых деталей, лент, проволоки, трубок и т. д. Латунь *Л63* используют для деталей холодильного оборудования, пружин, прокладок, матриц для формовки макаронных изделий. Латуни *Л62* и *Л68* применяют для изготовления труб теплообменных аппаратов в продовольственном машиностроении. Латуни, легированные оловом, характеризуются высокой коррозионной стойкостью в морской воде, большей, чем кремнистые латуни *ЛК80-3*, которые в свою очередь более прочны и коррозионностойки по сравнению с простыми латунями. Латунь *ЛЖМц59-1-1* отличается высокой прочностью и вязкостью, высокими антифрикционными свойствами, высокой коррозионной стойкостью в морской воде и атмосфере. Для вытачивания деталей на станках наилучшими свойствами обладают свинцовые латуни (*ЛС59-1, ЛС63-3, ЛС64-2*), а латунь *ЛС59* получила даже название автоматной, поскольку хорошо обрабатывается на станках-автоматах.

Для повышения прочности деформируемых латуней применяют нагартовку, т. е. холодную деформацию (на 50...60 %), после которой прочность латуней можно увеличить примерно в два раза (на 250...300 МПа).

Литейные латуни отличаются от деформируемых более

высокими механическими свойствами. В латунях практически не наблюдается ликвации компонентов. Многие из них обладают высокими антифрикционными свойствами. К числу литейных латуней относятся *ЛА67-2,5*, *ЛАЖМц66-6-3-2*; *ЛМцОС58-2-2-2*; *ЛМцЖ55-3-1* и др. Уровень свойств некоторых литейных латуней характеризуют следующие данные. Для *ЛАЖМц66-3-2* $\sigma_B = 600 \dots 650$ МПа, а $\delta = 7$ %. Ее применяют для гаек, нажимных винтов, червячных винтов. Для *ЛЖМц52-4-1 2* $\sigma_B = 500$ МПа, а $\delta = 15$ %. Ее применяют для подшипников, а также для ответственных деталей.

Недостатком литейных латуней является образование крупных усадочных раковин при кристаллизации, в связи с чем, много металла идет в отходы. При маркировке литейных латуней в конце марки ставят букву *Л*, например *ЛС59-1Л* (латунь с содержанием *59 % Cu, 1 % Pb*, литейная). Латунь *ЛК80-3Л* используют для отливки сложных по конфигурации деталей, работающих в контакте с агрессивными пищевыми средами (детали насосов, шестерни, арматура, детали узлов трения).

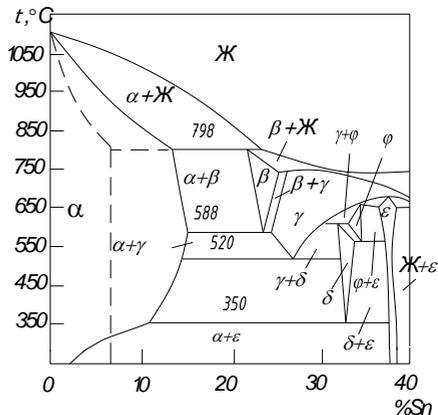
2.3.2. Бронзы

В зависимости от легирующего элемента бронзы могут быть оловянистыми, алюминиевыми, бериллиевыми и кремнистыми, марганцовистыми, свинцовистыми и др. Наиболее широкое распространение получили три первые вида бронз. Используют также многокомпонентные бронзы.

В сплавах системы *Cu - Sn*, богатых медью, фазовое равновесие устанавливается медленно, и поэтому в реальных условиях охлаждения бронзы состоят из двух фаз: α и δ (*Cu₃₁Sn₈*) (рис. 28).

Рис. 28. Диаграмма состояния сплавов системы *Cu - Sn*

В практике применяют сплавы, содержание олова

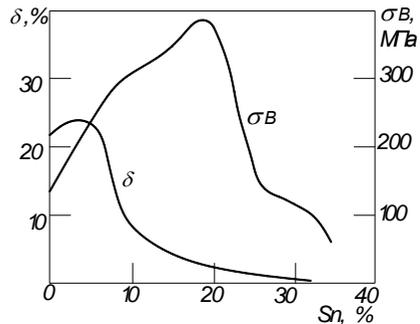


в которых не превышает обычно 10...12 %, так как при более высоком их содержании бронзы хрупки.

В отличие от латуней оловянистые бронзы склонны к ликвации, в их микроструктуре можно отчетливо видеть дендриты выделяющихся соединений.

Бронзы характеризуются пониженной жидкотекучестью, поэтому в них не образуются усадочные раковины, но возникает мелкая пористость, распределенная по объему. Это позволяет получать отливки сложной формы без усадочных раковин. Пластичность литых бронз низка, как из-за ликвации компонентов, так и из-за хрупкости δ - фазы.

Рис. 29. Зависимость прочностных и пластических свойств оловянных бронз от содержания олова



Для повышения пластичности бронзы гомогенизируют при 700...750 °С с последующим медленным охлаждением. В бронзах, содержащих 14...15 % Sn гомогенизирующий отжиг не приводит к появлению однофазной структуры, поэтому после отжига при 700...750 °С быстрой закалкой стараются сохранить ($\alpha + \beta$) - структуру, поскольку β - фаза более пластична, чем δ . Прочность бронз возрастает при увеличении содержания олова вплоть до 24 %, а затем резко падает, пластичность же начинает уже снижаться при содержаниях олова, превышающих 8 % (рис. 29).

По коррозионной стойкости в морской воде оловянистые бронзы превосходят и медь и латуни. Их легируют **Zn, Fe, P, Pb, Ni** и другими элементами. Примеси, оказывающие вредное воздействие на свойства меди (**Bi, As, S, Sb**), ухудшают и свойства деформируемых бронз. На литейные свойства бронз примеси оказывают меньшее влияние, а сурьму даже специально добавляют для улучшения жидкотекучести (до 0,5 %). Литейные свойства улучшает также фосфор (до 0,3 %). Цинк улучшает технологические свойства бронзы и снижает ее стоимость. При-

содержание никеля уменьшает ликвацию и тем самым повышает коррозионную стойкость, а также прочностные и антифрикционные характеристики. Легирование свинцом облегчает обработку резанием и повышает антифрикционные свойства.

Из деформируемых бронз изготавливают пружины, мембраны, антифрикционные детали. Для деформируемых бронз $\sigma_B = 350 \dots 400$ МПа в литом состоянии и $\sigma_B = 650 \dots 750$ МПа в деформированном; $\delta = 10\%$ и $\delta = 2\%$ соответственно. Из деформируемых бронз назовем **БрОЦ-4-3**, **БрОФ-6-0,15**, **БрОЦС-4-4-2,5**.

В продовольственном машиностроении бронзу **БрОЦС-3-12-5** используют для изготовления деталей аппаратов, работающих под давлением. Бронзы **БрАЖ-9-4** и **БрАЖС-10-3-1,5** используют как заменители дефицитных оловянистых бронз. Из них изготавливают паропроводную арматуру высоких и низких давлений, мешалки, зубчатые колеса, краны, клапаны, втулки, вкладыши и другие детали, контактирующие с пищевыми продуктами.

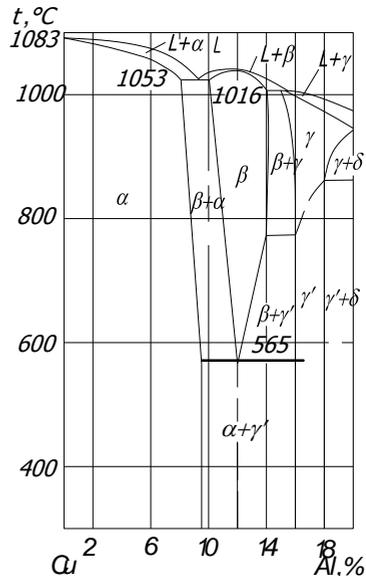
Литейные оловянистые бронзы подразделяют на машинные, предназначенные для фасонного литья деталей машин (**БрОЗЦ12С5**, **БрОЗЦ7С5Н1**) и антифрикционные с хорошим сопротивлением истиранию (**БрО5Ц5С5**, **БрО4Ц4С17** и др.). Машинные бронзы имеют высокие механические свойства, коррозионную стойкость, но для снижения стоимости в них уменьшают содержание олова. Антифрикционные бронзы применяют для изготовления подшипников. Из-за дефицитности олова его частично заменяют свинцом; бронзы для художественного литья - **БХ1**, **БХ2**, **БХ3** содержат соответственно 1..7, 5...8 и 25...35 % Sn, а также от 1 до 6 % P.

Для облегчения обработки давлением их подвергают гомогенизирующему отжигу при 700...750 °С с последующим быстрым охлаждением. Но лучшая пластичность достигается, если с температуры гомогенизации ее снижают сначала лишь до 600...625 °С, выдерживают при этой температуре, а затем быстро охлаждают. Для снятия внутренних напряжений в отливках проводят их отжиг при 550 °С в течение 1 ч.

Алюминиевые бронзы

Алюминиевые бронзы вытесняют оловянистые, так как по многим свойствам их превосходят и занимают в промышленности первое место по объему использования бронз. Алюминиевые бронзы содержат не более 11 % *Al*. Поскольку в меди при комнатной температуре растворяется лишь 9 % *Al*, то не все такие бронзы однофазны (рис. 30).

Рис. 30. Диаграмма состояния сплавов системы *Cu - Al*

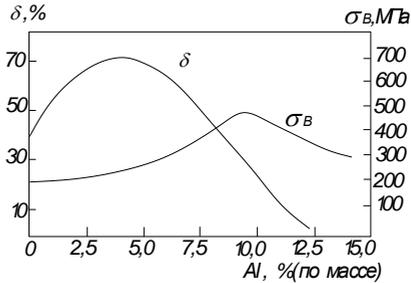


За однофазным α - твердым раствором следует ($\alpha + \beta$) - область, где β является фазой с ОЦК решеткой типа Cu_3Al . При более низких температурах β - фаза претерпевает эвтектоидный распад $\beta \rightarrow \gamma'$, а затем - перитектоидный. Но эти превращения протекают очень медленно, поэтому при обычной скорости охлаждения алюминиевые бронзы состоят из α - фазы и эвтектоида. При достаточно быстром охлаждении эвтектоидного распада не происходит и β - фаза претерпевает мартенситное превращение $\beta \rightarrow \beta_2$. Сплавы с α - структурой имеют высокую пластичность, но низкую прочность, сплавы со структурой $\alpha + \beta_2$ имеют более высокую прочность, но их пластичность резко падает по мере увеличения доли β_2 - фазы. Оптимальными свойствами обладают сплавы с 5...8 % *Al*.

Алюминиевые бронзы имеют хорошую коррозионную стойкость, высокие механические свойства (рис. 31), хорошую обрабатываемость. Для улучшения механических и антифрикционных свойств алюминиевые бронзы легируют железом и марганцем. Дополнительно сплавы могут упрочняться закалкой и ста-

рением. Так, бронзу **БрАЖН-10-4-4** закаливают с 980 °С и подвергают старению при 400 °С, в результате чего ее прочность и твердость увеличиваются в два раза.

Рис. 31. Зависимость прочности и пластичности алюминиевых бронз от содержания алюминия



Литейную бронзу **БрА10Ж4Н4** используют в продовольственном машиностроении для изготовления ответственных высоконагруженных деталей технологического оборудования, работающих при температурах до 500 °С и в контакте с агрессивными пищевыми средами (направляющие, втулки, седла клапанов, шестерни и др.).

Бериллиевые бронзы

Бериллиевые бронзы обладают уникальным сочетанием физико-химических и коррозионных свойств. По структуре они относятся к стареющим. Содержание бериллия в бронзах варьируется от 1,5 до 2,5 %, оптимальными же свойствами обладают сплавы с 2 % **Be**. При превышении указанного содержания бериллия прочность растет мало, а пластичность резко снижается.

Бериллиевые бронзы закаливают с 780 °С и подвергают старению при 300...350 °С в течение 1...3 ч. После закалки бронзы с 2 % **Be** $\sigma_B = 540$ МПа и $\delta = 25$ %, а после старения σ_B достигает значений 1100...1200 МПа, а $\delta = 3...6$ %, после деформации и старения $\sigma_B = 1400$ МПа при $\delta = 2$ %. Бериллиевые бронзы лучше обрабатывать в закаленном состоянии. Обратим внимание на то, что иногда старение происходит уже в процессе недостаточно резкой закалки. Для замедления старения бериллиевые бронзы легируют никелем (0,15...0,30 %), задерживающим также и рекристаллизационные процессы. Иногда бронзу легируют также титаном (0,1...0,25 %).

Несмотря на уникальные свойства, эти бронзы используют

не очень широко из-за дороговизны и дефицитности бериллия. Бронзы **БрБ2**, **БрБНТ1,7** и **БрБНТ1,9** используют лишь в ответственных случаях для изготовления пружин, мембран, пружинных контактов, а также в электронной технике.

Кремнистые бронзы

Кроме бериллиевых бронз, в качестве сплавов для изготовления пружин, пружинных контактов применяют также кремнистые бронзы. Обычно вводят $\sim 3\%$ **Si**. Бинарные сплавы **Cu - Si** обладают очень высокой пластичностью, и их дополнительно легируют никелем и марганцем (до $1,5\%$ **Mn**; до 3% **Ni**). Бронзы **Бр1КН1-3**, **БрКМц3-1** обладают высокими упругими, антифрикционными и коррозионными свойствами. Бронза **БрКМц3-1** однофазная и хорошо обрабатывается как в горячем, так и в холодном состояниях. Бронза **Бр1КН1-3** стареющая; в закаленном состоянии $\sigma_B = 300$ МПа и $\delta = 35\%$; после старения при 500°C в течение 1 ч $\sigma_B = 740$ МПа и $\delta = 8\%$. Хорошие механические, антифрикционные свойства и коррозионная стойкость позволяют использовать ее для ответственных деталей в моторостроении.

Марганцовистые бронзы

Марганец растворяется в меди до 22% при комнатной температуре, поэтому бронзы, содержащие меньше 22% **Mn**, однофазны во всей области температур. Марганец значительно повышает прочность бронзы, не снижая ее пластичности, и улучшает коррозионную стойкость. Такие бронзы намного дешевле оловянных. Их легируют алюминием, никелем, железом, кремнием и свинцом. Железо, никель и кремний повышают твердость и прочность, алюминий улучшает литейные свойства (этим же отличается и кремний), свинец вводят для лучшей обрабатываемости резанием. Свинец улучшает и антифрикционные свойства. Наиболее широко в промышленности используют **БрМц5**, которая отличается высокой коррозионной стойкостью и механическими свойствами при повышенных температурах.

2.4. Антифрикционные сплавы. Баббиты, припои

В антифрикционных материалах основные требования предъявляются к величине коэффициента трения со сталью, показателям износа, а также к предельно допустимым удельным контактными нагрузкам и способности удержания смазки. Обеспечить указанный комплекс свойств могут сплавы, состоящие из относительно мягкой основы, в которой распределена достаточно твердая вторая фаза (*принцип Шарпи*). Антифрикционные сплавы используют для изготовления подшипников и узлов трения. Чаще всего применяют специальные бронзы, баббиты, антифрикционные чугуны, металлокерамические сплавы.

Антифрикционные бронзы и чугуны

Из сплавов на основе *Си* наилучшими антифрикционными свойствами обладают свинцовистые бронзы, например *БрС30*. Поэтому их широко используют для изготовления подшипников. Свинец растворяется в меди лишь при температурах выше 950 °С. При охлаждении сплавов ниже 326 °С происходит затвердевание свинца, заполняющего междендритные участки в меди. В результате формируется структура, сочетающая прочные участки меди с мягким свинцом. Поскольку и прочность, и твердость этой бронзы невысоки, ее используют в качестве наплавов на стальные трубы или ленты. Такие биметаллические подшипники дешевы и легко заменяемы. Теплопроводность бронзы *БрС30* в четыре раза выше теплопроводности оловянистых бронз, поэтому они хорошо отводят тепло, возникающее при трении. Но свинцовые бронзы склонны к ликвации. Их легируют никелем и оловом (*БрОС8-12*, *БрОСН10-2-3* и др.). Легирование повышает не только механические, но и коррозионные свойства бронз. Их используют для подшипников и без стальных вкладышей.

Для изготовления подшипников широко применяют специальные антифрикционные чугуны (*АСЧ-1*, *АСЧ-2*), обладающие высокой износостойкостью, но имеющие повышенные коэффициенты трения. Поэтому их используют лишь для тихоходных

узлов трения. Такие подшипники очень дешевые.

2.4.1. Баббиты

Баббитами называют антифрикционные сплавы, основу которых составляют олово или свинец. Они отличаются низкими температурами плавления (350...450 °С) и хорошей обрабатываемостью.

Лучшими антифрикционными свойствами обладают баббиты оловянные **Б83** (10...12 % *Sb*; 2,5...6,5 % *Cu*; ост. *Sn*) и **Б89** (7,25...8,25 % *Sb*; 2,6...3,5 % *Cu*; ост. *Sn*). Мягкой основой в этих сплавах служит α - твердый раствор сурьмы и меди в олове, а твердая фаза представлена равноосными частицами β' - фазы (*SnSb*) и частицами игольчатой формы *Cu₃Sn*. Баббит **Б89** имеет более высокую по сравнению с **Б83** пластичность, но меньшую твердость из-за меньшей объемной доли β' - фазы. Из-за высокой стоимости олова сплавы **Б83** и **Б89** применяют только в ответственных целях, например в машинах большой мощности.

Большее распространение получили свинцовооловянистые баббиты: **Б16** (15...17 % *Sn*; 15...17 % *Sb*; 1,5...2 % *Cu*; ост. *Pb*), **БТ** (9...11 % *Sn*; 14...16 % *Sb*; 0,7...1,1 % *Cu*; 0,05...0,2 % *Te*; ост. *Pb*), **БН** (9...11 % *Sn*; 13...15 % *Sb*; 1,5...2 % *Cu*; 1,15...1,75 % *Cd*; 0,75...1,25 % *Ni*; 0,5...0,9 % *As*) и **Б6** (5...6 % *Sn*; 14...16 % *Sb*; 2,5...3 % *Cu*; 1,75...2,25 % *Cd*; 0,6...1 % *As*).

Свинцовооловянистые баббиты по сравнению с **Б83** имеют более высокий коэффициент трения, менее износостойки и хрупки (из-за присутствия фазы (*SnSb*)). Введение меди устраняет ликвацию, а также повышает их твердость и вязкость. Кадмиевые баббиты обладают повышенной твердостью и коррозионной стойкостью. Легирование баббитов никелем, кадмием, мышьяком повышает твердость и прочность основы, поэтому позволяет снизить содержание олова. Мышьяк же добавляют для улучшения жидкотекучести и измельчения зерна. Для повышения пластичности в баббиты вводят теллур.

Баббит **Б16** применяют для подшипников электродвигателей, паровых турбин, **Б6** - для нефтяных двигателей, метал-

лообработывающих станков, **БТ** и **БН** - для автомобильных и тракторных двигателей и других двигателей внутреннего сгорания. Для подшипников железнодорожного транспорта используют баббит **БКА** (0,8...1,15 % *Ca*; 0,6...0,9 % *Na*; 0,05...0,20 % *As*, ост. *Pb*). Упрочняющей фазой в нем служит соединение **Pb₃Ca**, обладающее высокой твердостью, а легирование натрием повышает твердость основы. Присадка мышьяка повышает механические и антифрикционные свойства. Баббит **БКА** подвержен естественному старению (повышению твердости в результате длительного вылеживания при комнатной температуре), иногда этот процесс ускоряют подогревом до 50...70 °С. С повышением температуры твердость баббитов быстро снижается, поэтому их рабочие температуры не должны превышать 80 °С, несмотря на то, что температуры плавления баббитов относительно высоки (342 °С для **Б89**, 460 °С для **Б6**, 410 °С для **Б16**, 400 °С для **БН**). Коэффициент трения (со смазкой) для **Б89** и **Б83** равен 0,005, а для **Б6**, **Б16** и **БН** он составляет 0,006.

Кроме свинцовых и оловянных баббитов в технике используют также баббиты на цинковой и алюминиевой основах. Баббиты **ЦАМ10-5** (10 % *Al*; 5,0 % *Cu*: ост. *Zn*) и **ЦАМ-10** (5 % *Al*; 10 % *Cu*) в качестве основы имеют твердый раствор алюминия в цинке и твердую фазу **CuZn₃**. Температура плавления 395 °С у **ЦАМ10-5** и 500 °С - у **ЦАМ5-10**. Коэффициент трения со смазкой - 0,009.

Алюминиевый баббит **АСС6-5** (5...6 % *Sb*; 4...5 % *Pb*; 0,5...0,7 % *Mg*; ост. *Al*) упрочняется за счет соединения **AlSb**. Температура плавления этого баббита 750°С.

В последние годы возрастает применение спеченных порошковых антифрикционных материалов (на основе порошков железа и бронзы), краткие сведения, о которых были приведены ранее.

2.4.2. Припой

Припой применяют при пайке металлов. В отличие от сварки, когда расплавляют кромки соединяемых изделий, при пайке металлы нагревают лишь до температуры плавления припоя, а сами спаиваемые металлы при этом не плавятся, а растворяются

в припое. Прочность пайки зависит от глубины взаимного проникновения контактирующих материалов. Для обеспечения процессов диффузии припой должен хорошо смачивать поверхность спаиваемых металлов и хорошо затекать в зазор, образуемый кромкой изделий.

Припои делятся на мягкие и твердые, различаемые по температурам плавления.

Мягкие припои

К мягким припоям относятся сплавы олова и свинца с температурой плавления до 350°C. Мягкие припои отличаются хорошей смачиваемостью и жидкотекучестью. Из них наиболее распространены **ПОС-90** (89...90 % Sn; 0,10...0,15 % Sb; ост. Pb), с температурой плавления 222°C. Мягкие припои применяют для пайки бытовой посуды, тары для консервов и медицинской аппаратуры. Припой **ПОС-40** (39...40 % Sn; 1,5...2 % Sb; ост. Pb) с температурой плавления 235°C применяют для пайки медных, железных и латунных изделий, а также для электроаппаратуры. Припой **ПОС-30** (29...30 % Sn; 1,5...2 % Sb; ост. Pb; $T_{пл} = 256^\circ\text{C}$) используют для пайки латуни, меди, цинка, оцинкованной жести, белой жести, радиоаппаратуры. Припой **ПОС-18** (17...18 % Sn; 2...2,5 % Sb; ост. Pb; $T_{пл} = 277^\circ\text{C}$) применяют для пайки предметов широкого потребления, лужения железа, пайки свинца, латуни, меди.

При повышении содержания свинца в припоях снижается прочность пайки большинства материалов. Для низкотемпературной пайки используют и оловянноцинковые припои, которые маркируются как **ПОЦ**. Припой **ПОЦ-90** (90 % Sn, 10 % Zn) имеет самую низкую температуру плавления, которая составляет 200 °C. Припои этой серии (**ПОЦ-60**, **ПОЦ-70**, **ПОЦ-90**) применяют для пайки алюминия и его сплавов.

Твердые припои

К числу твердых припоев относятся медноцинковые, меднофосфористые и медносеребряноцинковые. Твердыми припоями паяют сталь, чугун, медь, бронзы. Одним из них является **ПМЦ-36** (36...30 % Cu; ост. Zn; $T_{пл} = 833^\circ\text{C}$). К числу мед-

ноцинковых припоев относятся также *ПМЦ-48* и *ПМЦ-54*. В первом из них содержится **46...50 % Cu**, во втором - **52...56 % Cu**. Температуры их плавления 850 и 870 °С соответственно.

Меднофосфористые припои, например *ПМФ-7* (**7 % P**; ост. **Cu**), позволяют паять медь без применения флюса, что упрощает и ускоряет процесс. Серебряные припои, основные из которых *ПСр-12* (**36 % Cu; 52 % Zn; 12 % Ag; $T_{пл} = 785$ °С**), *ПСр-25* (**40 % Cu; 35 % Zn; 25 % Ag; $T_{пл} = 765$ °С**), *ПСр-45* (**30 % Cu; 25 % Zn; 45 % Ag; $T_{пл} = 720$ °С**) применяют в виде прутков, лент, зерен.

Для пайки стальных деталей рекомендуется применять припои с меньшим содержанием цинка, для пайки же медных сплавов - наоборот, с более высоким содержанием цинка. Серебряные припои обладают не только хорошей жидкотекучестью и коррозионной стойкостью, но и дают прочные соединения, выдерживающие значительные ударные и вибрационные нагрузки.

Контрольные вопросы к главе 2

1. Каковы характерные физические и механические свойства титана и где он применяется?
2. Опишите характерные свойства титановых сплавов и область их применения.
3. Каковы характерные физические и механические свойства алюминия и где он применяется?
4. На какие группы подразделяются алюминиевые сплавы в зависимости от технологии их обработки?
5. Какие структурные и фазовые превращения происходят при закалке и старении дюралюминия?
6. Какой состав имеет силумин и как он упрочняется?
7. Каковы характерные свойства магниевых сплавов, маркировка и области их применения?
8. Как маркируются бронзы и латуни?
9. Как влияет цинк на механические и технологические свойства латуней? Укажите состав, свойства и применение латуней.
10. Как влияет олово на механические свойства и структуру бронз?

11. Укажите состав, структуру, свойства и применение безоловянистых бронз.
12. Почему бронзы часто применяют как антифрикционный материал?
13. Какие требования предъявляются к антифрикционным материалам?
14. Какие сплавы применяют в качестве мягких и твердых припоев? Укажите требования к ним и марки.

НОВЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

3.1. Композиционные материалы

Композиционными называют материалы, в состав которых входят конструктивные элементы, разделенные выраженной границей, свойства которых резко отличаются от свойств матрицы. Конструктивные составляющие выбирают так, чтобы они дополняли друг друга (например, пластичная матрица и прочный, но хрупкий упрочнитель).

Свойства композиционных материалов определяются свойствами и объемными долями входящих в них составляющих, а также прочностью связей между ними. Но, в общем случае, такие свойства, как высокотемпературная прочность, сопротивление усталости, удельная прочность, в композиционных материалах выше, чем в монолитных конструкционных сплавах.

Различают *искусственные композиты*, уровень свойств которых реализуется подбором его компонентов, и *естественные композиты*, получаемые путем направленной кристаллизации сплавов эвтектического состава (в литературе естественные композиты известны как *НКЭ - сплавы*). Свойства естественных композитов определяются природой эвтектики и не могут широко варьироваться.

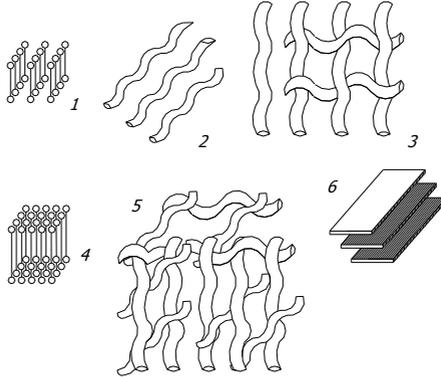
Здесь мы рассмотрим, главным образом, композиционные материалы, в которых *матрицей* служат либо *металлические сплавы*, либо *чистые металлы*. Но в технике используют также композиционные материалы с *неметаллическими матрицами* (полимерными, углеродными и др.). Есть также и полиматричные материалы, в которых *чередующиеся слои матрицы* могут иметь различный состав.

Компоненты, равномерно распределенные в матрице, называют *армирующими наполнителями* или *упрочнителями*. В зависимости от формы наполнителя композиты делят на дисперсно-

во-
и сло-

Рис. 32.
укладки
лей в раз-
компози-
материа-

1, 2 -
укладка; 3, 4,
укладка; 6 -
укладка



упрочнен-
локнистые

Схемы
наполните-
льных
ционных
лах:
линейная
5 - плоская
трехмерная

В дис-
упрочнен-

риалах равноосные частицы наполнителя ориентированы беспорядочно; в волокнистых - оси волокон обычно ориентированы вдоль одного из направлений. В слоистых композитах слои не обязательно должны быть сплошными пластинами, они могут быть заполнены расположенными упорядоченно в плоскости частицами либо волокнами, уложенными в параллельных плоскостях (рис. 32). Иногда в одном композиционном материале используют несколько различных наполнителей. Такие композиционные материалы называют полиармированными.

В зависимости от расположения упрочнителя проявляется и анизотропия свойств композиционного материала. Наибольшего упрочнения достигают при одноосной укладке волокон, ориентированных в направлении приложения нагрузки.

Материалы, используемые в качестве наполнителей, должны обладать высоким модулем упругости, высокой прочностью, термостойкостью, химической инертностью по отношению к матрице.

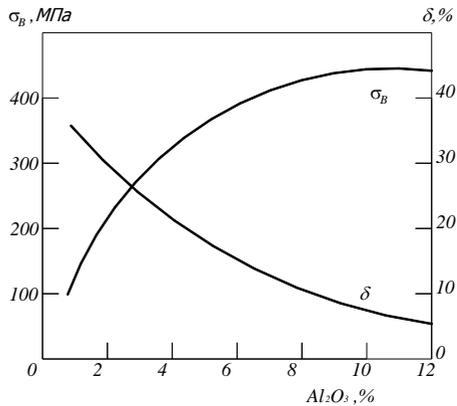
Дисперсно-упрочненные композиционные материалы

Наполнителями в этих композитах служат частицы оксидов,

нитридов, боридов и др. (Al_2O_3 , BeO , SiC , BN , B_4C). Армированные ими металлические матрицы «работают» до $1200^\circ C$. Как правило, их изготавливают порошковым методом.

Свойства дисперсно-упрочненных композитов в отличие от волокнистых - изотропны.

Рис. 33. Зависимость прочностных и пластических свойств **САПов** от объемной доли оксида Al_2O_3



Из числа дисперсно-упрочненных материалов на алюминиевой основе промышленное использование получили **СА-Пы** (спеченная алюминиевая пудра). Сплавы состоят из алюминиевой матрицы, в которой распределены частицы оксида алюминия - Al_2O_3 . В различных **САПах** размер частиц изменяется от 10 до 50 мкм, а их объемная доля - от 6...8 до 18...22 %. Прочность сплавов возрастает с увеличением объемной доли оксида (рис. 33).

В табл.17 приведены свойства некоторых композитов. В промышленности используют и дисперсно-упрочненные жаропрочные композиты с матрицами на титановой, никелевой и алюминиевой основах.

Разработаны композиционные коррозионностойкие сплавы, которые используют в промышленности.

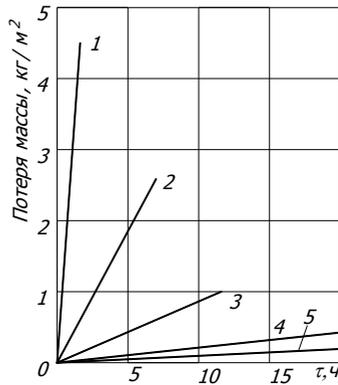
При создании любых композиционных сплавов вопрос о совместимости входящих в них компонентов является одним из важнейших. При создании коррозионностойких композитов специфика их работы в контакте с агрессивными средами требует электрохимической совместимости компонентов.

Известно, что многие карбиды (TiC ; ZrC ; Mo_2C), нитриды (TiN ; ZrN ; NbN ; TaN), бориды (TiB_2 ; VB_2 ; CrB_2 ; Mo_2B_2), силициды (VSi_2 ; $TiSi_2$; Mo_3Si ; $TaSi_2$) обладают высокой коррозион-

ной стойкостью в различных агрессивных средах. Но эти соединения хрупки, нетехнологичны, поэтому необходимо создавать композиционные материалы с пластичной и одновременно коррозионно-стойкой матрицей. Композиты, включающие в качестве наполнителя перечисленные выше соединения, получили в литературе наименование *керметов*. Порошки карбидов, нитридов и других соединений входят в состав коррозионно-стойких металлических сплавов. Относительная стойкость таких композитов в сопоставлении с нержавеющей сталью X18H8 представлена на рис. 34.

Рис. 34. Коррозионная стойкость композиционных материалов WC - Co по сравнению с нержавеющей сталью:

1 - 12X18H8; 2 - 85 % WC + 15 % Co; 3 - 88 % WC + 12 % Co; 4 - 93 % WC + 7 % Co; 5 - 94,5 % WC + 5,5 % Co

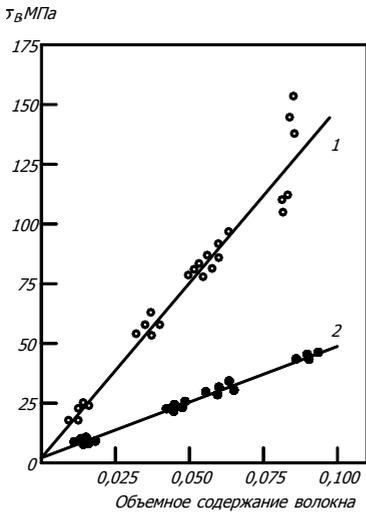


Из числа коррозионно-стойких композиционных материалов, используемых в промышленности, можно отметить ферротитаниды (основа - легированные сплавы на основе железа, упрочняющая фаза 10...75 % (объемн.) TiC). Так, сплавы с содержанием 20...45 % (объемн.) TiC , остальное - сплав на железной основе, легированный хромом, молибденом, вольфрамом, алюминием и никелем, используют в качестве подшипников и шаров мельниц, работающих в агрессивных условиях. Сплавы с матрицей приведенного состава (14...24 % Cr; 0,4...1,2 % C; < 5 % Mo; ост. Fe), упрочненные карбидами TiC , NbC , VC , используют как коррозионно-стойкие и износостойкие, в частности для изготовления инструмента, применяемого при вальцовке в консервной промышленности.

Волокнистые композиционные материалы

Упрочнителями таких материалов являются волокна чистых

неметаллических материалов (*C*, *B*) либо тугоплавких соединений (Al_2O_3 , ThO_2 , SiC) или же проволока из тугоплавких металлов - вольфрама, молибдена и др. Диаметр волокон может меняться от 1 до 50 мкм (нитевидные монокристаллы), а диаметр проволоки обычно составляет доли миллиметра. Длина волокон, как правило, в десятки раз превышает их диаметр. Волокнистые материалы - анизотропны, но мера различий свойств в разных



направлениях зависит от объемной доли волокон (рис. 35).

Рис. 35. Прочность композиционного сплава, армированного углеродным волокном:

1 - укладка в одном направлении; 2 - укладка в двух взаимно перпендикулярных направлениях

При одинаковой объемной доле упрочнителя более высокая прочность характерна для более длинных волокон. При высоких температурах длительная прочность волокнистых композитов выше, чем

дисперсно-упрочненных или стареющих жаропрочных сплавов.

В промышленности волокнистые композиты используют большей частью для изготовления деталей простой формы (пластин, клиньев, колец и т.п.). Нашли применение волокнистые композиты с алюминиевой матрицей, армированной проволокой из коррозионностойких (нержавеющих) сталей либо борными и углеродными волокнами.

В алюминиевых композитах, армированных стальной проволокой диаметром 0,15 мм, достигаются значения $\sigma_s = 3600$ МПа при объемной доле волокон ~ 40 %, что примерно в 15 раз больше, чем у технического алюминия. Для повышения модуля упругости алюминиевых композитов используют борные волокна.

Таблица 17

Состав и свойства композитов

Состав матрицы		Упрочнитель, % (об)	Длительная прочность при 1100 °С за 100 ч, МПа	Состав матрицы		Упрочнитель, % (об)	Длительная прочность при 1100 °С за 100 ч, МПа
Cr	Ni			Cr	Ni		
Дисперсионно-упрочненные композиты				Волокнистые композиты			
-	100	2,5 ThO ₂	50	22	78	41 W	95
-	100	2,5 ThO ₂	80	22	78	50 W + 0,91 ThO ₂	155
20	76,5	2,25 Y ₂ O ₃	115 ^{*1}	20	80	70 W + 2 ThO ₂	335 ^{*2}

^{*1} – длительная прочность при 1000 °С за 100 ч; ^{*2} - длительная прочность при 1100 °С за 1000 ч

Применяются также **волокониты** на основе титановых сплавов. Для упрочнения применяют молибденовую проволоку, а также волокна **WC** и **Al₂O₃** при их объемной доле 25...30 %. Армированные титановые сплавы способны работать до 540 °С (так, например, деформация 0,2 % за 100 ч испытаний при 540 °С происходит при напряжении 70 МПа в сплаве матричного состава, а для композиционного материала с молибденовыми волокнами - при 350 МПа, а с волокнами из **WC** - при 380 МПа).

Наибольшее применение композиционные сплавы на алюминиевой и титановой основах находят в авиации и космической технике, где требуется высокая удельная прочность. Их применяют также в машиностроительной, химической и других отраслях промышленности.

Естественные композиционные материалы – направленно-закристаллизованные эвтектики

Преимущество этого класса композитов перед искусственным обусловлено, прежде всего, более совершенной связью между компонентами композита. **Направленно-закристаллизованные эвтектики (НКЭ)** обладают более высокой температурной стабильностью структуры, что расширяет

возможности их применения для работы в условиях высоких температур. Параметры структуры НКЭ зависят от скорости охлаждения сплавов. По структуре НКЭ делят на пластинчатые и волокнистые. Расстояния между пластинками или волокнами зависят от соотношения объемных долей компонентов в НКЭ и скорости кристаллизации. Упрочняющими фазами в НКЭ могут быть как карбиды, так и интерметаллиды.

Составы некоторых направленно-закристаллизованных эвтектик и их механические свойства приведены в табл. 18.

Таблица 18
Механические свойства направленно-кристаллизованных эвтектик

Сплав (<i>НКЭ</i>)	Механические свойства					
	20 °С		1000 °С		Длительная прочность	
	σ_b , МПа	δ , %	σ_b , МПа	δ , %	σ^{1000}_{100} , МПа	σ^{100}_{100} , МПа
Ni + 6 % TaC	1100	2,5	380	17	-	-
Co + 12 % TaC	1050	3,0	385	7	120	-
Co + 15 % Cr + 13 % TaC	1050	2,5	435	4	140	-
Ni + Ni ₃ Ta	1010	-	550	-	-	-
Ni ₃ Al + Ni ₃ Ta	1000	4	470	8	-	-
Ni ₃ Al + 44 % Ni ₃ Nb	1200	-	830	-	175	-

Разработаны также *НКЭ* и на других основах: *Al* + *Al₃Ni*, *Al* + *Al₆Mn*, *Al* + *CuAl₂* и др. Промышленное использование получили, главным образом, *НКЭ* на никелевой и кобальтовой основах, поскольку они обладают значительно более высокой жаропрочностью по сравнению со стареющими никелевыми сплавами и искусственными композитами с никелевой матрицей (рис. 36).

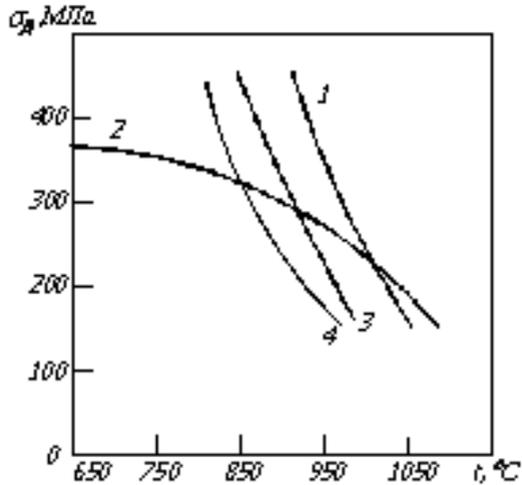


Рис. 36. Температурная зависимость длительной прочности σ_b за 1000 ч направленно-кристаллизованной эвтектики $Ni_3Al + 40\% Ni_3Nb$ (1) по сравнению с жаропрочными стареющими сплавами $Co + 15\% Cr + 13\% TaC$ (2), Rene 120 (3), Rene 80 (4)

3.2. Порошковые стали и сплавы

Возможность реализации комплекса специфических свойств, технологические преимущества изготовления деталей обусловили разработку порошковых конструкционных материалов.

Имеются различные способы получения изделий из порошковых материалов, но общая их суть заключается в том, что порошки заданного состава компактируют и спекают в регулируемых атмосферах. Свойства порошковых материалов близки к свойствам литых и деформированных сталей и сплавов аналогичного состава, а по некоторым показателям даже превосходят их.

В настоящее время изготавливают изделия из различных порошковых материалов: железа, углеродистых и легированных сталей, в том числе быстрорежущих сталей, твердых сплавов, цветных сплавов и др.

Конструкционные порошковые изделия (главным образом

на основе железа) составляют большую часть продукции порошковой металлургии. Техника прессования пока накладывает ограничения на размеры деталей, их масса колеблется от 5 до 1000 г.

Значительную долю в общем объеме порошковых материалов занимают инструментальные быстрорежущие стали.

Отечественная промышленность производит порошковые быстрорежущие стали марок **P12M3Φ2K8**, **P12MΦ5**, **P6M5Φ3**, **P6M5K5**. При обработке жаропрочных сталей и сплавов стойкость инструментов из таких сталей была в 1,3...3 раза выше, чем для сталей тех же марок, но полученных выплавкой. Разработаны также и безвольфрамовые быстрорежущие мелкозернистые порошковые стали - **P0M6Φ1**, **P0M2Φ3**, **P0M10Φ3**, **P0M10Φ3K8** и др. Преимуществом закаленных порошковых безвольфрамовых сталей перед литыми является отсутствие склонности к росту зерна и разноструктурности. Резцы из безвольфрамовых порошковых сталей имеют даже лучшую стойкость и теплостойкость, чем из стали **P6M5**.

Порошковые стали и сплавы применяют также в качестве антифрикционных и уплотнительных материалов.

В антифрикционных материалах объем пор составляет 15...30 % от общего объема изделия, при этом в зарубежных изделиях поры заполняют жидкой смазкой, в отечественных - фторопластом. Следует отметить, что такие антифрикционные материалы нельзя применять при повышенных температурах и высоких скоростях движения трущихся деталей.

Для эксплуатации в агрессивных средах и при повышенных температурах (250...600 °С) разработаны антифрикционные порошковые сплавы на базе высококоррозионностойкой аустенитной стали типа **X23H18**. Для снижения износа их или сульфидируют, или борировуют.

Пористость уплотнительных материалов, используемых для герметизации конструкций, работающих при высоких давлениях (20...30 МПа), должна быть минимальной. В авиационных газовых турбинах в качестве уплотнительных материалов используют никельграфитовые спеченные материалы, в которых графит выполняет роль твердой смазки.

В качестве перспективной основы для уплотнительных материалов рассматривают сплавы системы $Ni - Cr$, в которых антифрикционные характеристики повышают добавкой нитрида бора - BN [до 6 % (по массе)].

Порошковые сплавы на основе цветных металлов (Ni, Cu, Ti, Cr и др.) производят в меньшем объеме по сравнению с железными.

Порошковые сплавы на основе титана применяют в различных отраслях техники - авиации и ракетостроении, медицине и пищевой промышленности, т.е. в тех отраслях, где экономически оправдано применение материалов с высокой удельной прочностью. Применение порошковых сплавов позволяет значительно увеличить коэффициент использования металла, что особенно важно для дорогих титановых сплавов, которые в настоящее время в 20 раз дороже обычной стали, и в пять раз дороже коррозионнотстойкой (нержавеющей) стали.

Как правило, из спеченных титановых сплавов изготавливают детали сложной формы - турбинные диски, фильтры, диспергаторы и т.д.

Порошковые спеченные материалы на медной основе ($Cu - Sn - Pb - SiO_2$) используют в качестве фрикционных вставок в муфтах сцепления, тормозных системах и других деталях. Бронзу $CuSn10$, а также *монель-металл* $70Ni30Cu$ применяют также и для изготовления различных фильтров. Преимущества металлических порошковых фильтров перед органическими (войлок, бумага, ткани, полимеры) или неорганическими (керамика, асбест, стекло) состоят в том, что они более прочны, нечувствительны к ударным нагрузкам, поддаются сварке, пайке, весьма коррозионнотстойки. Металлические порошковые фильтры используют для фильтрации солевых растворов, хладагентов, смазочных материалов. В пищевой промышленности металлические фильтры применяют в пневмотранспортных устройствах для распыления и транспортировки муки.

Методами порошковой металлургии получают также ферромагнитные материалы, применяемые для изготовления постоянных магнитов (сплавы системы $Al - Ni - Co$), а также жаропрочные сплавы на никелевой и кобальтовой основах. Преимущества использования порошковых сплавов в данном случае связаны с

большей равномерностью структуры и возможностью получать более чистые материалы.

Порошковые сплавы на основе хрома (*X68H32*, *X66H30T4*, *X78H20T2* и др.) используют для изготовления сварочных электродов, предназначенных для сварки высоколегированных сталей, так как они обеспечивают высокое качество сварного шва, повышают скорость сварки и снижают суммарные расходы на сварочные работы.

Методами порошковой металлургии изготавливают и изделия из сплавов на основе тугоплавких металлов (*W*, *Mo*, *V* и др.), многие детали из которых другими методами изготовить невозможно вследствие их низкой технологичности.

3.2.1. Конструкционная металлокерамика

Конструкционные металлокерамические материалы получают методами формования порошковых масс тугоплавких соединений, с последующим их обжигом. В качестве материалов для изготовления металлокерамик служат соединения металлов IV...VI групп периодической системы с неметаллами (карбиды, нитриды, оксиды, бориды и др.).

Эти материалы имеют высокую твердость, очень тугоплавки, имеют высокую коррозионную стойкость и сопротивление окислению.

Температуры плавления некоторых карбидов:

Карбид	$t_{пл}$, °C	Карбид	$t_{пл}$, °C	Карбид	$t_{пл}$, °C
<i>TiC</i>	3150	<i>NbC</i>	3480	<i>TaC</i>	3825
<i>ZrC</i>	3420	<i>HfC</i>	3830	<i>Mo₂C</i>	2486
<i>W₂C</i>	2795				

Наряду с соединениями металлов с неметаллами для конструкционных керамик используют и тугоплавкие соединения неметаллических элементов, например нитрид и карбид кремния (*Si₃N₄*, *SiC*) и др.

Все конструкционные керамики применяют, прежде всего, как высокожаропрочные и жаростойкие материалы. Так, кера-

мики на основе соединений кремния являются легкими износостойкими материалами, используемыми в двигателях внутреннего сгорания, работающих при температурах до 1500 °С (Si_3N_4) или даже до 1800 °С (SiC). Из этих материалов изготавливают головки блоков цилиндра, поршни и другие детали.

Недостатком конструкционных керамик является их высокая хрупкость и технологические трудности изготовления деталей нужной формы.

3.3. Сплавы на основе интерметаллидов

В последние годы во многих областях техники используют, а в науке интенсивно разрабатывают технологии изготовления сплавов на основе интерметаллидов. Отличительной чертой интерметаллидных материалов является наличие упорядоченности кристаллического строения, что обуславливает комплекс свойств недостижимых для неупорядоченных материалов.

Упорядоченные интерметаллидные сплавы имеют более высокое сопротивление деформированию, особенно при высоких температурах. В частности, сплавы на основе Ni_3Al и $NiAl$ используют в авиационном машиностроении, ракетной и других отраслях техники в качестве жаропрочных материалов. В интерметаллиде $NiAl$ степень порядка в расположении атомов близка к 1 во всей области температур существования этого соединения, поэтому при высоких температурах эксплуатации изделий из этого интерметаллида сохраняются высокие прочностные свойства. В интерметаллиде Ni_3Al прочностные свойства с повышением температуры эксплуатации до 700...800 °С не только не снижаются, но даже растут, что обусловлено действием специальных механизмов блокировки дислокаций при их движении в упорядоченной структуре.

Во многих отраслях техники при создании различных магнитных систем, *МГД-генераторов* применяют сверхпроводящие сплавы на основе интерметаллидов Nb_3Ge , Nb_3Al , Nb_3Sn , V_3Si , V_3Ga и др. Так, в сверхпроводящем сплаве $Nb_3(Al_{0,75}Ge_{0,25})$ температура сверхпроводящего перехода $T_K = 20$ К.

Сплавы на основе интерметаллидов $NiTi$ и Fe_3Pt - обладают эффектом «памяти формы» и широко используются в технике,

медицине и других областях в качестве различных соединительных деталей и других изделий.

Прецизионные сплавы на основе интерметаллидов *FeCo* обладают уникальными магнитными свойствами, и их применяют в приборостроении и радиотехнической промышленности. Но они хрупки, и для повышения пластичности их легируют добавками ванадия, хрома, марганца и никеля.

На основе интерметаллических соединений редкоземельного элемента самария и кобальта (*SmCo₅* и *Sm₂Co₁₇*) разработаны магнитотвердые сплавы. В указанных сплавах кобальт может частично заменяться железом или медью, а самарий - празеодимом или церием. Сплавы на основе интерметаллидов редкоземельных элементов обладают уникальными свойствами. Их магнитная энергия (В·Н) в два раза выше, чем в лучшем из магнитно-твердых материалов - альнико, и составляет 107 кДж/м³ для сплавов на основе *Al - Ni - Co*, 192 кДж/м³ для *SmCo₅* и 208 кДж/м³ для (*Pr,Sm*)*Co₅*.

Во многих отраслях техники, главным образом радио- и приборостроительной, для изготовления деталей используются сплавы на основе интерметаллида *CuAu*, легированного серебром, никелем, палладием и другими элементами. Детали из этих сплавов отличаются высокой коррозионной стойкостью и надежностью.

3.4. Аморфные и микрокристаллические сплавы

Аморфные сплавы являются принципиально новым классом металлических материалов, обладающих уникальным комплексом эксплуатационных свойств (прочностных, электрических, магнитных, антикоррозионных), значительно превышающих эти показатели у сплавов тех же составов, но находящихся в кристаллическом состоянии.

Получено большое число аморфных сплавов на основе железа, никеля, титана, меди и других металлов, как правило, с аморфизирующими добавками (*P, Si, B, C*). Составы и механические свойства некоторых аморфных сплавов представлены в табл. 21.

Таблица 21

Механические свойства аморфных сплавов

Состав сплава, % (ат.)	Твердость <i>HV</i> , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_6 , МПа
Cu ₅₇ Zr ₄₃	5400	1380	2000
Ti ₅₀ Be ₄₀ Zr ₁₀	7400	2300	-
Ti ₆₀ Co ₃₀ Si ₁₀	7200	2610	-
Fe ₈₀ B ₂₀	11000	3700	-
Fe ₇₂ Cr ₈ P ₁₃ C ₇	8500	3420	3850
Fe ₆₀ Ni ₂₀ P ₁₃ C ₇	6600	1900	2500
Fe ₆₀ Cr ₈ Mo ₅ B ₂₇	-	-	4900

Аморфные сплавы обладают исключительной коррозионной стойкостью, особенно к таким видам коррозии, как питтинговая и щелевая, поскольку в них отсутствуют границы зерен. Так, скорость коррозии кристаллических коррозионностойких сталей *X18H8* и *X17H14M3* в 10%-ном хлорном железе при 600 °С соответственно составляет 120 и 27,5 мм/год. Скорость коррозии аморфных сплавов даже с меньшим содержанием хрома и не содержащих никель и молибден (сплавы *Fe₇₂Cr₈P₁₃C₇* и *Fe₇₀Cr₁₀P₁₃C₇*) практически равна нулю.

Электросопротивление аморфных сплавов в несколько раз выше, чем кристаллических, они отличаются низкой магнитострикцией и высокой магнитной проницаемостью. Магнитные свойства аморфного сплава *Fe₆Co₇₂P₁₆B₆Al₃* значительно выше, чем у высоконикелевых пермаллоев (*Fe + 78,5 % Ni* и *Fe + 79 % Ni + 5 % Mo*).

В промышленности аморфные сплавы получили применение для изготовления магнитных головок записи, высокочастотных преобразователей, термодатчиков, магнитных фильтров, в качестве коррозионностойких деталей, для упрочнения режущих инструментов. Предполагается, что в ближайшее время их будут применять в качестве пружинных материалов, а также в качестве металлокорда в автомобильной промышленности и других отраслях техники.

Помимо выпуска аморфных сплавов в виде ленты, их выпускают также и в виде аморфных порошков, из которых взрывным прессованием получают детали заданной формы.

В последние годы начинает разрабатываться технология по-

лучения аморфных поверхностных покрытий на массивных кристаллических изделиях. Достигается это лазерной обработкой либо ионной имплантацией, т. е. облучением поверхности изделий высокоэнергетическими источниками.

Аморфные сплавы недостаточно термостабильны. При нагреве до температур 450...500 °С (редко до 600...700 °С) они начинают кристаллизоваться и свойства их начинают снижаться.

Другая группа металлических сплавов, близких по способу получения (закалкой из жидкого состояния) получила название микрокристаллических, или иногда их называют рентгенаморфными, так как картины рентгеновской дифракции для этих сплавов очень сходны с аморфными. Размер зерна в микрокристаллических сплавах составляет всего 10...30 нм. Как правило, получение таких сплавов вызвано необходимостью повышения пластичности.

Магнитно-мягкий сплав *сендаст* ($Fe + 9,6 \% Si + 5,4 \% Al$) обладает очень высокими магнитными свойствами, но необычайно хрупок. Перевод сплава в микрокристаллическое состояние позволяет получить при 750 °С полностью вязкое разрушение ($\delta = 97 \%$), если его деформацию проводить со скоростью не превышающей $3 \cdot 10^{-5}$ 1/с.

Кроме того, для микрокристаллических сплавов характерно то, что в процессе закалки из жидкого состояния можно существенно повысить содержание отдельных элементов в твердом растворе и менять свойства за счет изменения фазового состава.

Считают, что получение сплавов в микрокристаллическом состоянии имеет большие перспективы для улучшения свойств инструментальных сталей и жаропрочных сплавов, используемых для лопаток газовых турбин.

Контрольные вопросы к главе 3

1. Что такое композиционный материал? Какие типы композиционных материалов используют в машиностроении?
2. В чем преимущества в применении порошковых сталей и сплавов перед литыми? Какие недостатки присущи порошковым

сплавам?

3. Что такое конструкционная керамика? Какие свойства для нее характерны?

4. В чем заключается принципиальное отличие аморфных сплавов от кристаллических? Какими свойствами отличаются аморфные сплавы?

КРАТКИЙ ТЕРМИНОЛОГИЧЕСКИЙ СЛОВАРЬ

Азотирование (*nitriding*) – ХТО с насыщением поверхностного слоя стали, чугуна и сплавов тугоплавких металлов азотом при температуре 500 – 1200 °С.

Азотирование в жидкой среде (*liquid nitriding*) – углеродоазотирование стали или чугуна при температуре 560 – 580 °С в расплаве, содержащем цианистые соли.

Азотирование газовое (*gas nitriding*) – низкотемпературное азотирование в среде частично диссоциированного аммиака; дополнительное введение азота, кислорода, углекислого газа и их смесей ускоряет процесс насыщения.

Азотирование двухступенчатое (*double-stage nitriding*) – газовое азотирование, осуществляемое в два этапа: сначала при 500 – 520 °С, а затем при 540 – 600 °С, что позволяет резко сократить продолжительность процесса.

Азотирование ионное (*ionic nitriding*) – азотирование поверхности насыщения (катод) ионами азота, ускоренными электростатическим полем; проводится при пониженном давлении, обеспечивающем поддержание тлеющего разряда; осуществляется в две стадии: очистка поверхности и собственно азотирование.

Аллотропия, или полиморфизм (*allotropy/polymorphism*) – способность некоторых металлов существовать в двух или нескольких кристаллических формах.

Алитирование (*aluminizing*) – ХТО с диффузионным насыщением поверхности металлов и сплавов алюминием.

Алитирование безэлектролизное (*aluminizing without electrolysis*) – жидкое алитирование без применения электрического тока в расплавах металлического алюминия, его солей и при наличии активирующих добавок.

Алитирование в аэрозолях (*aerosol aluminizing*) – алитирование с использованием в качестве насыщающей среды смеси порошков алюминия, хлористого натрия и хлористого (или йодистого) аммония в соотношении 4:2:1 (8:2:1).

Алитирование газовое (gas aluminizing) – алитирование в среде диссоциации алюминийсодержащих органических и неорганических соединений; на завершающей стадии возможно проведение диффузионного отжига.

Алитирование жидкое (liquid aluminizing) – алитирование путем выдержки изделий в ванне с расплавами алюминийсодержащих веществ.

Алитирование методом металлизации (metallizing aluminizing) – алитирование путем напыления на поверхность изделия слоя алюминия толщиной 0,7 – 1,2 мм, покрываемого защитным слоем обмазки; в завершение проводится диффузионный отжиг.

Алитирование электролизное (electrolysing aluminizing) – жидкое алитирование, осуществляемое электролизом алюминийсодержащих соединений (обычно хлоридов алюминия) в присутствии активирующих добавок.

Алюмохромирование (chrome aluminizing) – ХТО с одновременным насыщением поверхностного слоя сталей, никель-хромовых, медных или титановых сплавов алюминием и хромом.

Анизотропия (anisotropy) – различие свойств металлов и сплавов в разных кристаллографических направлениях.

Атмосфера (atmosphere) – газовая среда, в которой производится обработка материала.

Атмосфера активная (active atmosphere) – атмосфера, реагирующая с находящимися в ней материалами.

Атмосфера восстановительная (reducing atmosphere) – атмосфера, обеспечивающая восстановление оксидов металлов.

Атмосфера защитная (protective atmosphere) – атмосфера, искусственно создаваемая для защиты металла от газовой коррозии.

Атмосфера контролируемая (controlled atmosphere) – атмосфера с заданными окислительными или восстановительными свойствами.

Атмосфера нейтральная (neutral atmosphere) – атмосфера, не реагирующая с обрабатываемым материалом.

Атмосфера окислительная (oxidizing atmosphere) – атмосфера, обеспечивающая окисление находящихся в ней материалов.

Атмосфера печная (furnace atmosphere) – атмосфера в рабочем пространстве печи.

Аустенит (austenite) – фаза, структурная составляющая железоуглеродистых сплавов – твердый раствор углерода в γ - железе.

Аустенит остаточный (retained austenite) – неустойчивый аустенит, существующий в качестве структурной составляющей в мартенситной или бейнитной структуре стали.

Аустенит переохлажденный (overcool austenite) – аустенит, существующий при температурах ниже температуры его термодинамической устойчивости.

Аустенизация (austenization) – процесс образования аустенита при нагреве сталей выше критических температур.

Бейнит (bainite) – структурная составляющая стали, образующаяся при промежуточном превращении аустенита и состоящая из смеси частиц пересыщенного углеродом феррита и карбида железа.

Биметалл (composite metal) – материал, состоящий из двух разнородных, прочно соединенных между собой металлов или сплавов.

Борирование (boriding) – ХТО с насыщением поверхности металлов и сплавов бором для повышения износостойкости, твердости и коррозионной стойкости.

Боросилицирование (boron silicification) – ХТО, заключающаяся в совместном или последовательном насыщении поверхности металла бором и кремнием.

Борохромирование (boron chromizing) – ХТО, заключающаяся в совместном насыщении металла бором и хромом.

Ванна (bath) – расплавленная среда. Открытая емкость для жидкой среды.

Ванна для термической обработки (thermal bath) – ванна с раствором или расплавом солей, металлов и т.п., в которой поддерживается постоянная температура и осуществляется изотермическая обработка металлов и сплавов.

Ванна соляная (salt bath) – расплав солей для изотермической обработки изделий.

Вапор (cylinder oil) – высоковязкое масло, используемое в качестве охлаждающей среды при мелкосерийном производстве изделий.

Вдувание (injection) – процесс введения газов, жидкостей или порошков в токе газа в расплав металла или в печь.

Вжигание - получение покрытия нагревом диспергированного материала с флюсом и связующим веществом, нанесенными на поверхность основного покрываемого материала.

Волочение (drawing) – процесс пластической деформации металла, заключающийся в протягивании заготовки через отверстие волокна, размеры которого меньше размеров поперечного сечения заготовки.

Воронение (oil blackening) – создание на поверхности стальных или чугунных изделий темно-синей или черной оксидной пленки с целью получения декоративного или защитного слоя.

Восстановительная термическая обработка (restoration thermal treatment) – термическая обработка, применяемая к деталям и элементам оборудования, подвергнутым эксплуатации, с целью частичной или полной регенерации структуры, заживления микродефектов и восстановления служебных свойств материала.

Восстановительная циклическая термическая обработка (ВЦТО) (restoration cyclic thermal treatment) – ВТО, предполагающая многократное протекание полиморфного превращения; обеспечивает получение оптимальной структуры, полное заживление микродефектов в сильно поврежденном материале и полное восстановление его служебных свойств.

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) (high-heat thermomechanical treatment) – ТМО в условиях стабильности высокотемпературной фазы с последующим охлаждением со скоростью выше критической; заключительная операция – отпуск или старение.

Выход годного (yield) – отношение массы готовых изделий к массе заготовок (исходных материалов), использованных для получения этих изделий.

Гальваностегия (*galvanization*) – метод нанесения тонких защитных или декоративных металлических покрытий с помощью электролитического осаждения.

Гетерогенная система (от греч. *heterogenes* – разнородный) – макроскопически неоднородная физико-химическая система, состоящая из различных фаз, разграниченных поверхностями раздела.

Гетерогенные сплавы (*heterogeneous alloy*) – сплавы, структура которых состоит из двух или более фаз.

Глубина прокаливаемости (*depth of hardenability*) – толщина поверхностного слоя изделия, в котором при закалке формируется структура мартенсита (или мартенсита с 50 % троостита).

Гомогенизационный отжиг (*diffusion annealing, homogenizing*) – отжиг при высокой температуре и длительной выдержке с целью уменьшения химической неоднородности, обусловленной ликвацией.

Гомогенная система (от греч. *homogenes* – однородный) – макроскопически однородная система, состоящая из одной фазы.

Гомогенные сплавы (*homogeneous alloys*) – сплавы, структура которых состоит из одной фазы (например, твердого раствора).

Графит (*graphite*) – аллотропическая модификация углерода с гексагональной кристаллической решеткой.

Двойные системы, или бинарные, двухкомпонентные (*double system, or binary, two components*) – физико-химические системы, состоящие из двух независимых составных частей (компонентов).

Дендрит (*dendrite*) – кристалл древовидной формы, возникающий при кристаллизации в результате различий в скоростях роста зародыша в разных кристаллографических направлениях.

Дендритная ликвация (*dendrite liquation*) – ликвация внутри одного дендрита или зерна, определяемая интервалом и скоростью кристаллизации.

Диаграмма состояния (*phase equilibrium diagram, equilibrium diagram, constitutional diagram*) – диаграмма, показывающая равновесное фазовое состояние сплавов при разных температурах (давлениях) в зависимости от их концентрации

или графическое изображение соотношения между параметрами состояния термодинамически равновесной системы (температурой, химическим и фазовым составом).

Дрессировка (*temper*) – холодная прокатка с малыми обжа-тиями, обеспечивающая упрочнение поверхностного слоя металла без деформации внутренних слоев.

Железо (*iron*) – химический элемент, Fe, с атомной массой 55,84; относится к группе черных металлов, $t_{пл}$ 1539 °С; важнейший металл современной техники, основа сплавов примерно 95 % металлической продукции.

α -железо – низкотемпературная аллотропическая модификация железа с о.ц.к. решеткой, существующая в чистом железе в интервале температур от - 273 до 911 °С (0...1184 К).

γ -железо – высокотемпературная аллотропическая модификация железа с г.ц.к. решеткой, существующая в чистом железе в интервале температур от 911 до 1399 °С (1184 ... 1663 К).

δ -железо – высокотемпературная аллотропическая модификация железа с о.ц.к. решеткой, существующая в чистом железе в интервале температур от 1399 °С (1665 К) до плавления.

Закалка (*quenching*) – термическая обработка с нагревом до температур, превышающих температуру фазовых превращений, с выдержкой и с последующим охлаждением металла или сплава со скоростью, превышающей критическую; обеспечивает получение неравновесной структуры;

Закалка в водных растворах (*aqueous solution quenching*) – закалка с охлаждением в водных растворах солей, кислот и щелочей, обеспечивающих интенсификацию процесса; охлаждающая способность среды зависит от состава, концентрации и температуры растворов.

Закалка в двух средах (*two-medium quenching*) – закалка с охлаждением в двух средах (напр. через воду в масло), при которой для уменьшения закалочных напряжений используют замедленное охлаждение стали в области мартенситного превращения.

Закалка в масле (*quenching in oil*) – закалка с охлаждением в минеральных маслах, обеспечивающая равномерное охлаждение изделия в широком интервале температур.

Закалка изотермическая (isothermal quenching) – закалка, при которой для уменьшения закалочных напряжений осуществляют изотермическую выдержку метастабильного аустенита, обеспечивающую получение бейнита.

Закалка индукционная (induction quenching) – поверхностная закалка с нагревом в индукторе токами высокой частоты.

Закалка неполная (incomplete quenching) – закалка доэвтектоидной стали с нагревом до температур межкритического интервала $A_{c1} - A_{c3}$, не обеспечивающая полного превращения в аустенит; приводит к формированию феррито-мартенситной структуры.

Закалка объемная (volume quenching) – закалка, при которой изделие нагревают до заданной температуры по всему объему.

Закалка поверхностная (surface quenching) – закалка, при которой только поверхностный слой изделия нагревают до заданной температуры.

Закалка полная (full quenching) – закалка доэвтектоидной стали с нагревом выше критической температуры A_{c3} , обеспечивающая полный переход в аустенитное состояние; последующее охлаждение приводит к образованию в основном мартенситной структуры.

Закалка с обработкой холодом (subzero quenching) – закалка, сопровождаемая охлаждением до температуры ниже комнатной, обеспечивающим перевод остаточного аустенита в мартенсит.

Закалка с полиморфным превращением (polymorphous transformation quenching) – закалка, в процессе которой при охлаждении происходит полиморфное превращение

Закалка с самоотпуском (self-tempering quenching) – закалка стали, при которой для уменьшения закалочных напряжений осуществляют вторую изотермическую выдержку метастабильного аустенита при температуре выше температуры начала мартенситного превращения; распад аустенита осуществляется при последующем медленном охлаждении в области образования мартенсита.

Закалка ступенчатая (step quenching) – закалка стали, при которой для уменьшения закалочных напряжений осуществля-

ют вторую изотермическую выдержку метастабильного аустенита при температуре выше температуры начала мартенситного превращения; распад аустенита осуществляется при последующем медленном охлаждении в области образования мартенсита.

Зерно (*grain*) – отдельные кристаллиты поликристаллического конгломерата, разделенные между собой границами.

Зональная ликвация (*zonal liquation*) – ликвация в отдельных частях слитка или изделия.

Инконгруэнтно плавящиеся фазы (*incongruently fusil phases*) – промежуточные фазы, при плавлении которых состав образующейся жидкой фазы отличается от состава твердой фазы.

Интервал межкритический (*intercritical interval*) – интервал температур между точкой A_1 и A_3 или A_{cm} на диаграмме $Fe-Fe_3C$.

Интерметаллид (*metallide*) – химическое соединение двух или более металлов между собой; обычно имеет широкую область гомогенности.

Карбюризация (*carburizing*) – 1) введение жидкого топлива в пламя газообразного топлива с целью повышения светимости пламени за счет появления сажистых частиц при разложении жидкого топлива; 2) ХТО с насыщением поверхностного слоя стальных изделий углеродом для повышения твердости и износостойкости; обычно сопровождается закалкой и отпуском.

Карбюризатор (*carburizer*) – 1) жидкая, твердая или газообразная среда с высоким углеродным потенциалом, в которой происходит насыщение поверхности стали углеродом; 2) топливо, вводимое в факел мартеновской печи для повышения его светимости.

Катанка (*rod*) – круглый горячекатаный мелкосортный прокат диаметром 5–10 мм, преимущественно применяемый в качестве заготовки для холодного волочения.

Квазистатические (равновесные) процессы (*infinitesimal equilibrium processes*) – процессы, которые протекают при бесконечно малых отклонениях.

Квазиэвтектоид (*quasi-eutectoid*) – продукт эвтектоидной реакции, внешний вид которого не отличается, а состав отличен от эвтектоида.

Коагуляция (coagulation) – процесс увеличения размеров частиц твердой фазы в металлах и сплавах при повышенных температурах.

Компоненты (components) – это химические индивиды, наименьшее число которых достаточно для образования всех фаз термодинамической системы.

Компонент (component) – чистый химический элемент или устойчивое химическое соединение, входящие в состав сплава.

Конгруэнтно плавящиеся фазы (congruently fusil phases) – промежуточные фазы, при плавлении которых составы твердой и жидкой фаз совпадают.

Ноода – связующая прямая, соединяющая сопряженные точки, изображающие составы равновесных фаз или линия, соединяющая составы фаз, находящихся в равновесии или линия на диаграмме состояния между двумя нодами, соответствующая постоянным внешним условиям (температура, давление) сосуществования фаз и позволяющая определить состав каждой из фаз и их количественное соотношение в данном сплаве.

Концентрация (concentrate) – количество вещества, содержащееся в единице массы или объема сплава.

Коробление (warp) – искажение формы изделия вследствие действия внутренних напряжений, образуется из-за неравномерной деформации по длине и ширине заготовки.

Кривая нагрева (охлаждения) (heating/cooling curve) – график, характеризующий увеличение (уменьшение) температуры от времени.

Кристаллизация (crystallization) – процесс образования кристаллов из жидкого, газообразного и твердого состояний.

Критическая точка (температура) (critical (thermal) point) – температура начала или конца фазового превращения в сплаве; может быть определена из диаграммы состояния элементов, входящих в состав сплава.

Критическая точка A_1 – температура в равновесной системе Fe – Fe₃C, при которой протекает превращение перлит → аустенит.

Критическая точка A_2 – температура соответствующая точке Кюри феррита.

Критическая точка A_3 – температура, в равновесной системе Fe – Fe₃C, выше которой в доэвтектоидных сталях присутствует одна фаза – аустенит.

Критическая точка A_c – температура в равновесной системе Fe – Fe₃C, при которой фазовое превращение протекает в процессе нагрева.

Критическая точка A_{cm} – температура в равновесной системе Fe – Fe₃C, выше которой в заэвтектоидных сталях присутствует одна фаза – аустенит.

Критическая точка A_r – температура в равновесной системе Fe – Fe₃C, при которой фазовое превращение протекает в процессе охлаждения.

Ледебурит (*ledeburite*) – структурная составляющая железоуглеродистых сплавов (главным образом чугунов) – эвтектическая смесь аустенита и цементита, образующаяся из расплава при температуре ниже 1147°C.

Ликвация (*liquation*) – неоднородность сплава по химическому составу, структуре и неметаллическим включениям, образующаяся при кристаллизации слитка.

Ликвидус (*liquidus*) – геометрическое место точек температур начала кристаллизации всех сплавов системы или графическое изображение на диаграмме состояния (точка, линия или поверхность) зависимости температур начала кристаллизации (или завершения расплавления) от химического состава сплава.

Литье (*casting*) – получение изделий путем заливки расплавленных материалов в литейную форму.

Макроструктура (*macrostructure*) – строение металлов и сплавов, видимое невооруженным глазом или с помощью лупы на шлифованных и/или протравленных образцах.

Мартенсит в стали (*martensite*) – пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе, образующийся при закалке из аустенита.

Матирование (*mat finishing*) – обработка поверхности металла механическим, химическим или электрохимическим способом, устраняющая способность поверхности к зеркальному отражению.

Меднение (*copperizing*) – электролитическое нанесение тонкого слоя меди на металлические изделия при изготовлении би-

металлов или для образования подслоя при последующей металлизации. Нанесение медного подслоя на металлические полуфабрикаты перед холодной деформацией, осуществляемое путем их погружения в водный раствор медного купороса и серной кислоты. ХТО, заключающаяся в насыщении поверхностного слоя металла или сплава медью с целью повышения коррозионной стойкости и электропроводности.

Метастабильная фаза (metastable phase) – промежуточная, относительно устойчивая фаза, которая может перейти в более устойчивую под действием внешнего воздействия или самопроизвольно.

Механико-термическая обработка (МТО) (mechanicothermal treatment) – деформирование изделия после полного цикла термической обработки с небольшой степенью деформации (0,3 – 10 %) при одновременном или последующем нагреве до температур ниже температуры рекристаллизации.

Микроструктура (microstructure) – строение металлов и сплавов, выявляемое с помощью микроскопа на шлифованных и (или) протравленных образцах (в оптическом и растровом электронных микроскопах) или на репликах и фольгах (в просвечивающем электронном микроскопе).

Моноэктическое превращение (monotectic transformation) – процесс превращения жидкой фазы в две новые: твердую и жидкую, отличающуюся от исходной составом; в равновесных условиях происходит при постоянной температуре.

Нагреватель (heater) – элемент печей и других нагревательных устройств, передающий теплоту обрабатываемому материалу.

Наклен (riveting) – изменение структуры и свойств металлов и сплавов в результате пластической деформации при частичном или полном подавлении рекристаллизации; сопровождается повышением твердости и прочности понижением пластичности и ударной вязкости. Упрочнение металлов и сплавов пластическим деформированием.

Напыление (dusting) – нанесение защитных или декоративных покрытий распылением жидкого или измельченного твердого вещества струей газа или плазмы.

Необратимый дефект термической обработки (*irreversible defect of thermal treatment*) – комплекс нежелательных структурных и фазовых изменений при термическом воздействии, которые невозможно устранить повторной термической обработкой.

Неограниченный твердый раствор (*unlimited solid solution*) – твердый раствор замещения между двумя или более компонентами, неограниченно растворимыми в твердом состоянии.

Нода – точка, определяющая состав фазы на диаграмме состояния.

Нонвариантное (безвариантное) равновесие (*nonvariant equilibrium*) – равновесие, при котором сплав из данного числа фаз может существовать только в совершенно определенных условиях: при постоянной температуре и определенном составе всех находящихся в равновесии фаз. Это означает, что превращение начинается и заканчивается при одной постоянной температуре.

Нормализация (*normalizing*) – термическая обработка стали или чугуна, заключающаяся в нагреве выше критических точек (с получением преимущественно структуры аустенита), выдержке и охлаждении на воздухе.

Низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО) (*low-heat thermomechanical treatment*) – ТМО в условиях метастабильности высокотемпературной фазы с последующим охлаждением со скоростью выше (или равной) критической; заключительная операция – отпуск или старение.

Нитрозакалка (*nitride hardening*) – совмещение азотирования с закалкой высокоуглеродистых сталей; азотирование ведется либо до, либо в процессе нагрева под закалку (в интервале 500 – 700°C) и сопровождается обработкой холодом и низкотемпературным отпуском.

Нитроцементация (*nitride cementation*) – ХТО с одновременным насыщением стали углеродом и азотом в газовой среде при температуре 850–870°C.

Обезжиривание (*cleaning*) – химическая или физическая очистка поверхности металла от технологической смазки или жировых загрязнений.

Обезуглероживание (*decarburizing*) – процесс удаления углерода из жидкого или твердого металла. Дефект термической обработки, заключающийся в обеднении поверхностного слоя стали углеродом.

Область несмешиваемости (*miscibility gap*) – область на диаграмме состояния область, в которой происходит расслаивание растворов металлических сплавов.

Обратимый дефект термической обработки (*reversible defect of thermal treatment*) – комплекс нежелательных структурных и фазовых изменений при термическом воздействии, которые могут быть устранены повторной термической обработкой.

Ограниченный твердый раствор (*limited solid solution*) – твердый раствор между двумя или более компонентами, существующий до определенной, ограниченной концентрации компонентов.

Ордината сплава – вертикальная прямая, проходящая через точку состава сплава.

Отжиг (*annealing*) – термическая обработка с нагревом до температур, превышающих температуру фазовых или структурных превращений, с выдержкой и последующим медленным охлаждением; при этом обеспечивается получение равновесной структуры.

Отливка (*casting*) – заготовка или деталь, получаемая в литейной форме из жидкого металла, сплава, и т.д.

Отпуск (*tempering*) – термическая обработка стали с нагревом ниже температуры полиморфного превращения, с выдержкой и охлаждением; обеспечивает получение более равновесной структуры и оптимальное сочетание служебных свойств.

Отпуск высокий (*high-temperature tempering*) – отпуск с нагревом до 500 – 700°C, обеспечивающий высокую конструкционную прочность стали.

Отпуск низкий (*low-temperature tempering*) – отпуск с нагревом до температур ниже 300°C, обеспечивающий твердость, прочность и износостойкость стали на высоком уровне.

Отпуск средний (*medium-temperature tempering*) – отпуск с нагревом до 300 – 500°C, обеспечивающий сочетание высокой прочности, упругости и вязкости.

Пережог (burn) – необратимый дефект металла или сплава, заключающийся в окислении или оплавлении границ зерен в результате значительного превышения заданной температуры нагрева.

Пересыщенный твердый раствор (supersaturated solid solution) – раствор, в котором концентрация растворенного элемента больше равновесной для данной температуры.

Перитектика – смесь двух фаз, образовавшихся в результате перитектического превращения.

Перитектическое превращение (перитектическая реакция) (peritectic transformation/ reaction) – процесс взаимодействия кристаллов твердого раствора с жидкостью, происходящий при постоянной температуре и постоянной концентрации фаз, приводящий к образованию кристаллов другого твердого раствора.

Перитектическое превращение (peritectic transformation) – процесс образования твердой фазы в результате взаимодействия жидкой и другой твердой фазы, отличающейся от новой составом и структурой; в равновесных условиях происходит при постоянной температуре.

Перитектоидное превращение (peritectoid transformation) – фазовое превращение в твердом состоянии при охлаждении, заключающееся в образовании одной новой фазы из двух других; полностью обратимо при нагреве.

Перлит (pearlite) – структурная составляющая железоуглеродистых сплавов – эвтектоидная смесь феррита и цементита, имеющая межпластиночное расстояние более 0,3 мкм.

Печь (oven) – огражденное от окружающего пространства устройство, в котором осуществляется получение теплоты из др. видов энергии и передача ее материалу, подвергаемому тепловой обработке.

Печь индукционная (inductive oven) – электрическая печь с индукционным нагревом материала.

Печь методическая (methodic (multizone)) – многозонная печь для нагрева заготовок перед обработкой давлением с постепенным повышением температуры по ходу движения заготовок.

Печь муфельная (*muffle*) – термическая печь, в которой обрабатываемый материал защищен муфелем от контакта с атмосферой продуктов сгорания (топливная печь) или с воздухом (электрическая печь).

Печь нагревательная (*heating oven*) – печь для нагрева металлических слитков или заготовок без изменения их агрегатного состояния перед обработкой давлением.

Печь периодического действия (*cyclling oven*) – печь, работающая циклически, с переменным во времени температурным режимом.

Печь садочная (*charge oven*) – нагревательная или термическая печь периодического действия, в которую обрабатываемый материал загружается одновременно.

Печь термическая (*thermal oven*) – печь для термической или химико-термической обработки изделий.

Печь тигельная (*crucible oven*) – топливная печь для плавления или нагрева материалов в тиглях.

Печь шахтная (*shaft oven*) – плавильная или сырьевая печь с вытянутым вверх рабочим пространством круглой или прямоугольной формы с загрузкой сверху и выдачей готового продукта снизу. Термическая печь с вертикальным рабочим пространством с загрузкой и выгрузкой обрабатываемого металла через верх печи.

Плакирование (*plating*) – нанесение на поверхность металлических изделий тонкого слоя другого металла или сплава с помощью горячей прокатки, горячего прессования или взрывом.

Под (*floor*) – элемент конструкции печи, на котором располагаются материалы и изделия, подвергаемые тепловой обработке.

Покрытие (*skin*) – слой или несколько слоев материала, определенного состава и структуры, искусственно создаваемые на покрываемой поверхности, служащие для функциональных и декоративных целей.

Правило отрезков (*rule of segments*) (рычага) используют для определения количественного соотношения фаз, находящихся в равновесии при данной температуре. Согласно этому правилу, например, для определения массового или объемного количества твердой фазы необходимо вычислить отношение

длины отрезка, примыкающего к составу жидкой фазы, к длине всей коноды; для определения количества жидкой фазы – отношение длины отрезка, примыкающего к составу твердой фазы, к длине коноды.

Правило фаз (правило равновесия фаз) Гиббса (rule of phase equilibrium) позволяет определить закономерность изменения числа фаз в гетерогенной системе, устанавливая зависимость между числом термодинамических степеней свободы (C), числом компонентов (K), образующих систему, и числом фаз (Φ), находящихся в равновесии: $C = K - \Phi + 2$, где 2 – число внешних факторов. При изучении физико-химических равновесий за внешние факторы, влияющие на состояние сплава, принимают температуру и давление. Применяя правило фаз к металлам, можно во многих случаях принять изменяющимся только один внешний фактор – температуру, т.к. давление, за исключением очень высокого, мало влияет на фазовое равновесие сплавов в твердом и жидком состояниях. Тогда уравнение примет следующий вид: $C = K - \Phi + 1$.

Правка (correction) – формообразующая операция обработки металлов давлением, выполняемая с целью устранения или уменьшения дефектов формы металлических изделий или полуфабрикатов.

Предварительная термомеханическая обработка (ПТМО) (preliminary thermomechanical treatment) – ТМО с предварительным холодным деформированием, за которым следует полный цикл термической обработки (закалка и отпуск).

Промежуточные фазы (intermediate phases) – твердые фазы, которые образуются в интервале концентраций между граничными твердыми растворами на основе компонентов. От граничных растворов на диаграмме состояния промежуточные фазы всегда отделены двухфазными областями.

Промежуточные фазы переменного состава (intermediate phases of variable composition) – это фазы, имеющие сравнительно широкие области гомогенности. Могут представлять собой твердые растворы на базе определенных химических соединений или растворы на базе несуществующих полиморфных модификаций одного из компонентов, которые оказываются

устойчивыми из-за концентрационного полиморфного превращения.

Промежуточные фазы постоянного состава (*intermediate phases of fixed composition*) – это определенные химические соединения компонентов, для которых характерны очень узкие (практически отсутствующие) области гомогенности. На диаграмме состояния эти области изображаются вертикальными прямыми (ординатами).

Прокат (*rolled products*) – продукция прокатного производства в виде изделий из черных и цветных металлов и сплавов, полученных методом горячей, теплой или холодной прокатки.

Прокатка (*rolling*) – процесс обработки металлов давлением путем обжатия между двумя или более прокатными валками с целью уменьшения поперечного сечения прокатываемой заготовки (слитка), увеличения ее длины и придания требуемой формы.

Прокатка-ковка (*rolling-forging*) – процесс горячей периодической деформации металла с многосторонним обжатием, осуществляемый на стане шаговой прокатки путем воздействия на заготовку четырех профилированных бойков, расположенных попарно в двух взаимно перпендикулярных плоскостях и поочередно деформирующих металл в каждой из плоскостей.

Равновесное состояние термодинамической системы (*state of equilibrium of thermodynamic system*) характеризуется при постоянных внешних условиях неизменностью термодинамических параметров во времени и отсутствием в системе потоков энергии и вещества.

Раствор (*solution*) – однородная смесь двух или большего числа компонентов, равномерно распределенных в виде атомов, ионов или молекул в жидкости или твердом веществе.

Режим (*regime*) – совокупность параметров реализации технологического процесса (длительность, температура, давление и пр.)

Самоотпуск (*selftempering*) – отпуск стали, происходящий за счет теплоты, аккумулированной при закалке.

Серебрянка (*silver brittleness*) – круглая сталь диаметром 0,2-30 мм со специальной обработкой поверхности (шлифование, полирование) и повышенной точностью размеров.

S-образные кривые (S-like curve) – кривые, имеющие S-образную форму и характеризующие заданную степень развития некоторых процессов (фазовых превращений, коррозионного охрупчивания, растворения фаз и т.п.) в координатах “температура-время”.

Солидус (solidus) – геометрическое место точек температур конца кристаллизации всех сплавов системы.

Сольвус (solvus line, solvus) – линия ограниченной растворимости в твердом состоянии на диаграмме состояния.

Сорбит отпуска (sorbite tempering) – сорбит, образовавшийся при отпуске закаленной стали в результате коагуляции зерен цементита, имеет зернистое строение.

Синеломкость (blue brittleness) – снижение пластичности стали при одновременном повышении прочности, характерное для деформации при температурах возникновения синего цвета побежалости (200 – 300 °С).

Слой закаленный (hardened skin) – поверхностный слой материала, охлаждение которого с температуры закалки осуществлялось со скоростью выше критической.

Слой полумартенситный (half martensite skin) – слой, структура которого состоит из 50 % мартенсита и 50 % троостита.

Сплавы – однородные системы из двух или более элементов, претерпевающие переход из жидкого состояния в твердое агрегатное состояние и обладающие характерными металлическими свойствами.

Стабильная фаза (stable phase) – фаза, устойчивая в данных условиях.

Сталь (steel) – сплав железа с углеродом, содержащий от 0,02 до 2,14 % углерода, а также ряд других элементов.

Сталь высококачественная (extrafine steel) – сталь с низким содержанием вредных примесей (обычно фосфора не более 0,025 % и серы не более 0,025 %), обладающая повышенными механическими свойствами.

Сталь высокоуглеродистая (high-carbon steel) – сталь содержащая более 0,6 % углерода.

Сталь углеродистая (carbon steel) – сталь, не содержащая специально введенных легирующих элементов.

Структура (structure) – собирательное название характеристик макроскопического и микроскопического строения вещества.

Структурная составляющая (structural component) – элемент микроструктуры сплава с характерным и однообразным строением, а также или отдельные элементы микроструктуры сплава с характерным строением при средних увеличениях.

Танталирование - ХТО, заключающаяся в насыщении поверхностного слоя жаропрочных сплавов танталом при температуре 1000 – 1100 °С; проводится как промежуточная обработка с целью создания барьерного слоя препятствующего рассасыванию наносимого затем алитированного слоя.

Твердый раствор (solid solution) – однородные твердые вещества, состоящие из нескольких компонентов, концентрация которых может быть изменена без нарушения однородности, или однофазное твердое состояние сплава, представляющее собой кристаллическую решетку растворителя, в которой находятся атомы одного или более растворенных элементов.

Твердый раствор внедрения (interstitial/introduction solid solution) – раствор между металлом и неметаллом, в котором атомы неметалла располагаются в междоузлиях атомов металлов.

Твердый раствор замещения (substitutional solid solution) – раствор между двумя или более металлами, в котором атом одного компонента занимает место любого атома в кристаллической решетке второго компонента.

Темп кристаллизации (rate of crystalline growth) характеризует увеличение в сплаве количества кристаллов при понижении температуры, т.е. скорость кристаллизации по температуре dm/dt , где m – масса выпадающих кристаллов и t – температура.

Термодинамическая система (thermodynamic system) – это отделенная от внешней среды реальными или воображаемыми границами и заполненная веществом часть пространства, внутри которой между составляющими систему материальными объектами возможен обмен энергией и веществом.

Термодинамические степени свободы (thermodynamic degree of freedom) – это термодинамические параметры равновесной системы (температура, давление и концентрация), кото-

рым можно придавать произвольные (в некотором интервале) значения так, чтобы не появлялись новые и не исчезали старые фазы.

Термомеханическая обработка (ТМО) (*thermomechanical treatment*) – совокупность операций пластического деформирования и термической обработки, в результате которых формируется повышенная плотность дефектов кристаллического строения металла или сплава, что приводит к повышению прочности.

Термообработка (ТО) (*thermal treatment*) – совокупность операций теплового воздействия на материал с целью изменения его структуры и свойств в нужном направлении.

Термообработка окончательная (*end thermal treatment*) – ТО, при которой создается структура, обеспечивающая требуемые свойства готового изделия.

Термообработка поверхностная (*surface thermal treatment*) – ТО, осуществляемая за счет локального нагрева только поверхностного слоя материала.

Термообработка предварительная (*prethermal treatment*) – ТО (отжиг или высокий отпуск) отливок и поковок, осуществляемая с целью гомогенизации, предотвращения образования дефектов (флокенов и трещин), а также для снижения твердости до уровня, обеспечивающего обработку резанием; предшествует окончательной термической обработке.

Термообработка промежуточная (*intermediate thermal treatment*) – ТО, осуществляемая после холодного или горячего пластического деформирования перед следующим этапом холодного деформирования.

Титанирование – нанесение покрытий из титана на поверхность металлических и неметаллических изделий. ХТО с насыщением поверхностного слоя титаном.

Троостит омнузка (*troostite tempering*) – троостит с зернистым строением, образовавшийся при распаде мартенсита в процессе отпуска.

Угар (*waste*) – потери металла в результате окисления при плавке или при нагреве.

Углерод (*carbon*) – химический элемент, С, с атомной массой 12; имеет две аллотропические модификации. Входит в состав стали и чугуна.

Упрочнение (*hardening*) – повышение прочности материала или изделия в результате технологического процесса или при эксплуатации.

Упрочнение объемное (*volumetric hardening*) – упрочнение, достигаемое по всему сечению заготовки или изделия.

Упрочнение поверхностное (*surface hardening*) – упрочнение поверхностного слоя за счет изменения его состава или структуры.

Упрочнение структурное (*structural hardening*) – упрочнение термически обработанных полуфабрикатов, обусловленное сохранением после закалки некристаллизованной структуры.

Упрочнение текстурное (*grain-oriented hardening*) – упрочнение металла или сплава, обусловленное образованием в них текстуры и связанное с анизотропией свойств в кристаллических решетках.

Упрочнение термическое (*thermal hardening*) – упрочнение, достигаемое одним способом термической обработки или совокупностью нескольких операций термической обработки.

Упрочнение циклическое (*cyclic hardening*) – упрочнение под воздействием циклического нагружения.

Усталость (*fatigue*) – процесс постепенного изменения сплошности, структуры и свойств материала под воздействием циклически изменяющихся напряжений и деформаций, приводящий к его разрушению.

Усталость контактная (*contact fatigue*) – усталость, при которой накопление повреждений или разрушение происходит под действием переменных контактных напряжений.

Усталость коррозионная (*corrosion fatigue*) – усталость в условиях одновременных воздействий циклических нагрузок и коррозионной среды.

Усталость малоцикловая (*low-cyclic fatigue*) – усталость, при которой накопление повреждений или разрушение происходит при упругопластическом деформировании (как правило, после числа циклов менее 10 – 100 тыс.).

Усталость ударная (*shock fatigue*) – усталость, вызванная циклическими ударными нагрузками.

Фаза (*phase*) – это совокупность тождественных по химическому составу гомогенных частей термодинамической системы,

одинаковых по всем свойствам, не зависящих от массы, или однородная часть гетерогенной системы с собственным химическим составом, строением, свойствами, отделенная от других частей системы поверхностью раздела. Под *фазами* термодинамической системы понимают такие части гетерогенной системы, которые имеют одинаковое строение и в стабильном состоянии - одинаковый состав.

Фазовое, или гетерогенное, равновесие (*phase or heterogeneous equilibrium*) – это равновесное состояние термодинамической системы, состоящей из двух или большего числа фаз.

Фазовое превращение (*phase transformation*) – превращение, при котором происходит изменение фазового состояния системы.

Феррит (*ferrite*) – структурная составляющая железоуглеродистых сплавов – твердый раствор углерода (до 0,02 %) в α -железе.

Хрупкость (*brittleness*) – способность материала разрушаться при незначительной пластической деформации вследствие низкой энергоемкости процесса разрушения.

Цементит (*cementite*) – структурная составляющая железоуглеродистых сплавов – карбид железа, Fe_3C , содержащий 6,67% С.

Цементит вторичный (*secondary cementite*) – цементит, образующийся из аустенита при охлаждении вследствие понижения растворимости в нем углерода.

Цементит первичный (*primary cementite*) – цементит, образующийся в заэвтектических чугунах при кристаллизации их из расплава.

Цементит третичный (*tertiary cementite*) – цементит, образующийся из феррита при охлаждении вследствие понижения растворимости в нем углерода.

Цинкование (*galvanizing*) – нанесение цинкового покрытия на поверхность металлического изделия. ХТО с насыщением поверхности стальных изделий цинком при 300 – 550 °С.

Чугун (*cast iron*) – сплав железа с углеродом, содержащий более 2,14 % углерода, постоянные примеси, а иногда и легирующие элементы.

Чугун белый (*white cast iron*) – чугун, в котором весь углерод находится в химически связанном состоянии в виде цемента; имеет матово-белый цвет излома.

Чугун доэвтектический (*hypoeutectic cast iron*) – ч., углеродный эквивалент которого ниже 4,43 %.

Чугун заэвтектический (*hypereutectic cast iron*) – ч., углеродный эквивалент которого выше 4,43 %.

Чугун эвтектический (*eutectic cast iron*) – чугун, углеродный эквивалент которого составляет 4,43 %.

Шлиф (*polished surface of metal/mineral section*) – полированная поверхность сечения металла или минерала, подготовленная для визуального или микроскопического исследования.

Штамповка (*forging*) – способ обработки металлов давлением, при котором формообразование металла осуществляется в результате пластического деформирования в полостях штампа при взаимодействии его частей под действием внешних сил. Изделие, изготовленное штамповкой.

Штамповка горячая (*hot forging*) – штамповка с предварительным нагревом заготовки до температуры выше температуры рекристаллизации.

Штамповка холодная (*cold forging*) – штамповка без предварительного нагрева заготовки, осуществляемая при температуре ниже температуры рекристаллизации.

Эвтектика (*eutectic, eutectic mixture*) – эвтектическая смесь двух или более фаз, образующаяся из расплава при эвтектической температуре.

Эвтектическое превращение (*eutectic transformation*) – превращение, происходящее при постоянной температуре и неизменных составах участвующих фаз, одной из которых является жидкость или процесс образования двух или более твердых фаз из жидкой; в равновесных условиях происходит при постоянной температуре.

Эвтектоид (*eutectoid, eutectoid mixture*) – эвтектоидная смесь фаз, образующаяся из твердого раствора в результате его распада при эвтектоидной температуре.

Эвтектоидное превращение (*eutectoid transformation*) – превращение, происходящее при постоянной температуре и неизменных составах участвующих фаз, находящихся в твердом

состоянии, или полиморфное превращение, заключающееся в распаде при охлаждении равновесного твердого раствора на две стабильные фазы; характеризуется температурой эвтектоидного превращения, при которой все три фазы находятся в равновесии; полностью обратимо при нагреве.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. Материаловедение: Учеб. для вузов. – 3-е изд. - М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.: ил.
2. Ю.М. Лахтин. Металловедение и термическая обработка металлов: Учебник для вузов. – 4-е изд. - М.: Металлургия, 1993. – 447 с.
3. А.П. Гуляев. Металловедение: Учеб. для вузов. – 6-е изд. - М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
4. А.Е. Лейкин, Б.И. Родин. Материаловедение: Учебник для машиностроительных специальностей вузов. - М.: Высшая школа, 1971. – 414 с.: ил.
5. Металловедение и термическая обработка стали: Справ. изд. – 3-е изд., перераб. и доп. В 3-х т./Под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. М.: Металлургия, 1983.
6. Ю.П. Солнцев, В.Л. Жавнер, С.А. Вологжанина, Р.В. Горлач. Оборудование пищевых производств. Материаловедение: Учеб. Для вузов. – СПб.: Изд-во «Профессия», 2003. – 526 с.
7. Б.Л. Арзамасов, И.Л. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др. Материаловедение: Учеб. Для вузов. - 2-е изд. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
8. И.И. Новиков. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 456 с.
9. В.К. Супрунчук, Э.В. Островский. Конструкционные материалы и покрытия в продовольственном машиностроении: Справ. – М.: Машиностроение, 1984. – 328 с.
10. Г.П. Тищенко, А.В. Трофимович. Повышение долговечности пищевого оборудования. – М.: Агропромиздат, 1985. – 386 с.
11. М.Г. Шевченко, С.В. Генель. Гигиенические требования к полимерным материалам, применяемым в пищевой промышленности. – М.: Медицина, 1972. – 196 с.
12. Б.С. Троицкий, А.Л. Майтаков. Металловедение. Лабораторный практикум. Кемерово, 2006. – 188 с.: ил.
13. Г.Н. Агеева, Н.С. Журавлева, Г.А. Корольков. Металловедение и термическая обработка. – М.: МИСиС, 1984. – 136 с.
14. И.И. Новиков, Г.Б. Строганов, А.И. Новиков. Металловедение, термообработка и рентгенография. – М.: МИСиС, 1994. – 480 с.

15. Конструкционные материалы: Справочник/Под ред. Б.Н. Арзамасова – М.: Машиностроение, 1990. – 687 с.
16. Марочник сталей и сплавов: Справочник/ Под ред. В.Г. Сорокина – М.: Машиностроение, 1989. – 634 с.
17. Международные транслятор современных сталей и сплавов: Справочник/ Под ред. В.С. Кершенбаума . – М.: ИНТАК, 1992. – 623 с.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	3
Глава 1. Стали и сплавы черных металлов.	6
1.1. Общие требования, предъявляемые к конструкционным материалам	6
1.2. Конструкционные стали общего назначения	8
1.2.1. Углеродистые конструкционные стали	9
1.2.2. Низколегированные конструкционные стали.	13
1.3. Высокопрочные легированные стали	18
1.3.1. Комплексно-легированные низкоотпущенные высокопрочные стали	8
1.3.2. Среднеуглеродистые стали, упрочненные термомеханической обработкой	19
1.3.3. Мартенситно-старяющие стали	21
1.3.4. Высокопрочные метастабильные аустенитные стали	23
1.4. Коррозионностойкие и жаростойкие стали и сплавы. Коррозия и защита металлов от коррозии	27
1.4.1. Коррозионностойкие и жаростойкие стали	31
1.4.2. Высококоррозионностойкие сплавы на основе железа и никеля	37
1.5. Конструкционные жаропрочные стали и сплавы	38
1.5.1. Особенности поведения сплавов в условиях нагружения при повышенных температурах	39
1.5.2. Жаропрочные стали различных классов	41
1.5.3. Жаропрочные сплавы на основе никеля и кобальта	43
1.6. Инструментальные стали и сплавы. Классификация инструментальных сталей	46
1.6.1. Стали для режущего инструмента	51
1.6.2. Стали для штампового инструмента	53
1.6.3. Стали для измерительного инструмента	55
1.6.4. Твердые сплавы	55
1.7. Стали и сплавы с особыми физическими свойствами	57
1.7.1. Магнитно-мягкие и магнитно-твердые стали и сплавы	57

1.7.2. Сплавы с высоким электросопротивлением	62
1.7.3. Сплавы с особыми упругими свойствами и аномальным тепловым расширением	63
1.7.4. Сплавы с эффектом «памяти формы»	65
Контрольные вопросы к главе 1	66
Глава 2. Цветные металлы и сплавы	67
2.1. Конструкционные сплавы на основе титана	67
2.1.1. Титан	67
2.1.2. Сплавы на основе титана	68
2.1.3. Промышленные сплавы на основе титана	70
2.2. Алюминиевые и магниевые сплавы	73
2.2.1. Алюминий, его свойства и применение в технике	74
2.2.2. Сплавы на основе алюминия	75
2.2.3. Магниевые сплавы	79
2.3. Медные сплавы	81
2.3.1. Латунь	82
2.3.2. Бронзы	85
2.4. Антифрикционные сплавы. Баббиты, припой	90
2.4.1. Баббиты	91
2.4.2. Припой	92
Контрольные вопросы к главе 2	94
Глава 3. Новые металлические материалы	95
3.1. Композиционные материалы	95
3.2. Порошковые стали и сплавы	101
3.2.1. Конструкционная металлокерамика	104
3.3. Сплавы на основе интерметаллидов	105
3.4. Аморфные и микрокристаллические сплавы	106
Контрольные вопросы к главе 3	108
ПРИЛОЖЕНИЕ 1.	
Краткий терминологический словарь	204
Литература	222
Оглавление	223