

## **Электронный конспект лекций**

### **по теме: «Материаловедение»**

#### **Введение**

Материаловедение относится к числу основополагающих дисциплин для машиностроительных специальностей. Это связано с тем, что получение, разработка новых материалов, способы их обработки являются основой современного производства и во многом определяют уровень своего развития научно-технический и экономический потенциал страны. Проектирование рациональных, конкурентоспособных изделий, организация их производства невозможны без достаточного уровня знаний в области материаловедения.

Материаловедение является основой для изучения многих специальных дисциплин.

Разнообразие свойств материалов является главным фактором, предопределяющим их широкое применение в технике. Материалы обладают отличающимися друг от друга свойствами, причем каждое зависит от особенностей внутреннего строения материала. В связи с этим материаловедение как наука занимается изучением строения материала в тесной связи с их свойствами. Основные свойства материалов можно подразделить на физические, механические, технологические и эксплуатационные.

От физических и механических свойств зависят технологические и эксплуатационные свойства материалов.

Среди механических свойств прочность занимает особое место, так как прежде всего от нее зависит неразрушаемость изделий под воздействием эксплуатационных нагрузок. Учение о прочности и разрушении является одной из важнейших составных частей материаловедения. Оно является теоретической основой для выбора подходящих конструкционных материалов для деталей различного целевого назначения и поиска рациональных способов формирования в них требуемых прочностных свойств для обеспечения надежности и долговечности изделий.

Основными материалами, используемыми в машиностроении, являются и еще долго будут оставаться металлы и их сплавы. Поэтому основной частью материаловедения является металловедение, в развитии которого, ведущую роль сыграли российские ученые: Аносов П.П., Чернов Д.К., Курнаков Н.С., Гуляев А.П. и другие.

В настоящих лекциях рассмотрены физические основы строения и свойств конструкционных материалов, приводятся широко используемые методы определения механических свойств материалов при различных видах нагружения, излагаются основы термической обработки и поверхностного упрочнения деталей, даются характеристики основных групп конструкционных материалов.

#### **Цель и задачи дисциплины, ее место в учебном процессе**

Целью преподавания дисциплины является научить инженеров применять основные методы управления конструкционной прочностью материалов и проводить обоснованный выбор материала для изделий с учетом условий их эксплуатации.

Для достижения поставленной цели при изучении дисциплины решаются следующие основные задачи:

- приобретение знаний по оценке технических свойств материалов, исходя из условий эксплуатации и изготовления изделия;
- формирование научно обоснованных представлений о возможностях рационального изменения технических свойств материала путем изменения его структуры;
- ознакомление со способами упрочнения материалов, обеспечивающими надежность изделий и инструментов;
- ознакомление с основными группами современных материалов, их свойствами и областью применения.

Преподавание дисциплины базируется на знаниях, полученных в курсе “Физика”:

На момент начала изучения дисциплины «Материаловедение» студентам необходимо знание следующих понятий: нагрузка, напряжение, деформация упругая и пластическая, работа, энергия, агрегатное состояние вещества, термодинамическая система, параметры термодинамической системы, внутренняя энергия, атомно-кристаллическое строение металлов, типы связей частиц в твердом теле, основные физические свойства металлов.

Материаловедение подготавливает студента к освоению специальных дисциплин изучающих основные производственные технологии и процессы.

Знание основ материаловедения необходимо инженеру, работающему в сфере эксплуатации современных машин и конструкций.

### **Библиографический список**

1. Башнин Ю.А., Ушаков Б.К., Секей А.Г. Технология термической обработки. – М.: Металлургия, 1986.
2. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. – М.: Металлургия, 1989.
3. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986.
4. Дриц М.Е., Москалев М.А. Технология конструкционных материалов и материаловедение. – М.: Высш. шк., 1990.
5. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин А.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1981
6. Лахтин Ю.М. Основы материаловедения. – М.: Металлургия, 1988.
7. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990.
8. Материаловедение./ Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др. Под ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1986.
9. Материаловедение и конструкционные материалы. \ Л.М. Пинчук и др. Минск: Высш. шк., 1989.
10. Материаловедение и технология металлов / Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюнин и др. – М.: Высш.шк., 2002.
11. Металловедение / А.И. Самохоцкий, М.Н. Куныавский, Т.М. Куныавская и др. – М.: Металлургия, 1990.
12. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник. Т.1, Т.2, Т.3 –

М.: Металлургия, 1983.

13. Мозберг Р.К. Материаловедение. – М.: Высш. шк., 1991.

14. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1986.

15. Технология металлов и материаловедение /Б.В. Кнорозов, Л.Ф. Усова, А.В. Третьяков и др. – М.:Металлургия, 1987.

16. Технология металлов и конструкционные материалы, / Б.А. Кузьмин, Ю.Е. Абраменко, М.А. Кудрявцев и др. – М.: Машиностроение,1989.

## Лекция 1

### Материаловедение. Особенности атомно-кристаллического строения металлов.

1. Металлы, особенности атомно-кристаллического строения
2. Понятие об изотропии и анизотропии
3. Аллотропия или полиморфные превращения.
4. Магнитные превращения

*Материаловедение* - это наука о взаимосвязи электронного строения, структуры материалов с их составом, физическими, химическими, технологическими и эксплуатационными свойствами.

Создание научных основ металловедения по праву принадлежит Чернову Д.К., который установил критические температуры фазовых превращений в сталях и их связь с количеством углерода в сталях. Этим были заложены основы для важнейшей в металловедении диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов.

Открытием аллотропических превращений в стали, Чернов заложил фундамент термической обработки стали. Критические точки в стали, позволили рационально выбирать температуру ее закалки, отпуска и пластической деформации в производственных условиях.

В своих работах по кристаллизации стали, и строению слитка Чернов изложил основные положения теории литья, не утратившие своего научного и практического значения в настоящее время.

Великий русский металлург Аносов П.П. впервые применил микроскоп для исследования структуры металлов. Ему принадлежит приоритет в создании легированных сталей. Разработал теорию и технологию изготовления клинков из булатной стали. Из его работ стало ясно, что так называемый булатный узор на поверхности стали, непосредственно зависит от ее внутренней структуры.

В 1873-1876 г.г Гиббс изложил основные законы фазового равновесия и, в частности, правило фаз, основываясь на законах термодинамики. Для решения практических задач знание фазового равновесия в той или иной системе необходимо, но не достаточно для определения состава и относительного количества фаз. Обязательно знать структуру сплавов, то есть атомное строение фаз, составляющих сплав, а также распределение, размер и форму кристаллов каждой фазы.

Определение атомного строения фаз стало возможным после открытия Лауэ (1912 г), показавшего, что атомы в кристалле регулярно заполняют пространство, образуя пространственную дифракционную решетку, и что рентгеновские лучи имеют волно-

вую природу. Дифракция рентгеновских лучей на такой решетке дает возможность исследовать строение кристаллов.

В последнее время для структурного анализа, кроме рентгеновских лучей, используют электроны и нейтроны. Соответствующие методы исследования называются электронографией и нейтронографией. Электронная оптика позволила усовершенствовать микроскопию. В настоящее время на электронных микроскопах полезное максимальное увеличение доведено до 100000 раз.

В пятидесятых годах, когда началось исследование природы свойств металлических материалов, было показано, что большинство наиболее важных свойств, в том числе сопротивление пластической деформации и разрушению в различных условиях нагружения, зависит от особенностей тонкого кристаллического строения. Этот вывод способствовал привлечению физических теорий о строении реальных металлов для объяснения многих непонятных явлений и для конструирования сплавов с заданными механическими свойствами. Благодаря теории дислокаций, удалось получить достоверные сведения об изменениях в металлах при их пластической деформации.

Особенно интенсивно развивается металловедение в последние десятилетия. Это объясняется потребностью в новых материалах для исследования космоса, развития электроники, атомной энергетики.

Основными направлениями в развитии металловедения является разработка способов производства чистых и сверхчистых металлов, свойства которых сильно отличаются от свойств металлов технической чистоты, с которыми преимущественно работают. Генеральной задачей материаловедения является создание материалов с заранее рассчитанными свойствами применительно к заданным параметрам и условиям работы. Большое внимание уделяется изучению металлов в экстремальных условиях (низкие и высокие температуры и давление).

До настоящего времени основной материальной базой машиностроения служит черная металлургия, производящая стали и чугуны. Эти материалы имеют много положительных качеств и в первую очередь обеспечивают высокую конструкционную прочность деталей машин. Однако эти классические материалы имеют такие недостатки как большая плотность, низкая коррозионная стойкость. Потери от коррозии составляют 20% годового производства стали и чугуна. Поэтому, по данным научных исследований, через 20...40 лет все развитые страны перестроятся на массовое использование металлических сплавов на базе титана, магния, алюминия. Эти легкие и прочные сплавы позволяют в 2-3 раза облегчить станки и машины, в 10 раз уменьшить расходы на ремонт.

По данным института имени Байкова А.Н. в нашей стране есть все условия чтобы в течении 10...15 лет машиностроение могло перейти на выпуск алюминиево-титановой подвижной техники, которая отличается легкостью, коррозионной стойкостью и большим безремонтным ресурсом.

Важное значение имеет устранение отставания нашей страны в области использования новых материалов взамен традиционных (металлических) – пластмасс, керамики, материалов порошковой металлургии, особенно композиционных материалов, что экономит дефицитные металлы, снижает затраты энергии на производство материалов, уменьшает массу изделий.

Расчетами установлено, что замена ряда металлических деталей легкового автомобиля на углепластики из эпоксидной смолы, армированной углеродными волокнами,

позволит уменьшить массу машины на 40%; она станет более прочной; уменьшится расход топлива, резко возрастет стойкость против коррозии.

## Металлы, особенности атомно-кристаллического строения

В огромном ряду материалов, с незапамятных времен известных человеку и широко используемых им в своей жизни и деятельности, металлы всегда занимали особое место.

Подтверждение этому: и в названиях эпох (золотой, серебряный, бронзовый, железный века), на которые греки делили историю человечества: и в археологических находках металлических изделий (кованые медные украшения, сельскохозяйственные орудия); и в повсеместном использовании металлов и сплавов в современной технике.

Причина этого - в особых свойствах металлов, выгодно отличающих их от других материалов и делающих во многих случаях незаменимыми.

*Металлы* – один из классов конструкционных материалов, характеризующийся определенным набором свойств:

- «металлический блеск» (хорошая отражательная способность);
- пластичность;
- высокая теплопроводность;
- высокая электропроводность.

Данные свойства обусловлены особенностями строения металлов. Согласно теории металлического состояния, металл представляет собой вещество, состоящее из положительных ядер, вокруг которых по орбитали вращаются электроны. На последнем уровне число электронов невелико и они слабо связаны с ядром. Эти электроны имеют возможность перемещаться по всему объему металла, т.е. принадлежать целой совокупности атомов.

Таким образом, пластичность, теплопроводность и электропроводность обеспечиваются наличием «электронного газа».

Все металлы, затвердевающие в нормальных условиях, представляют собой кристаллические вещества, то есть укладка атомов в них характеризуется определенным порядком – периодичностью, как по различным направлениям, так и по различным плоскостям. Этот порядок определяется понятием *кристаллическая решетка*.

Другими словами, кристаллическая решетка это воображаемая пространственная решетка, в узлах которой располагаются частицы, образующие твердое тело.

*Элементарная ячейка* – элемент объема из минимального числа атомов, многократным переносом которого в пространстве можно построить весь кристалл.

Элементарная ячейка характеризует особенности строения кристалла. Основными параметрами кристалла являются:

- размеры ребер элементарной ячейки.  $a$ ,  $b$ ,  $c$  – периоды решетки – расстояния между центрами ближайших атомов. В одном направлении выдерживаются строго определенными.

- углы между осями ( $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ).

- координационное число ( $K$ ) указывает на число атомов, расположенных на ближайшем одинаковом расстоянии от любого атома в решетке.

- базис решетки количество атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку решетки.

- плотность упаковки атомов в кристаллической решетке – объем, занятый атомами, которые условно рассматриваются как жесткие шары. Ее определяют как отношение объема, занятого атомами к объему ячейки (для объемно-центрированной кубической решетки – 0,68, для гранецентрированной кубической решетки – 0,74)

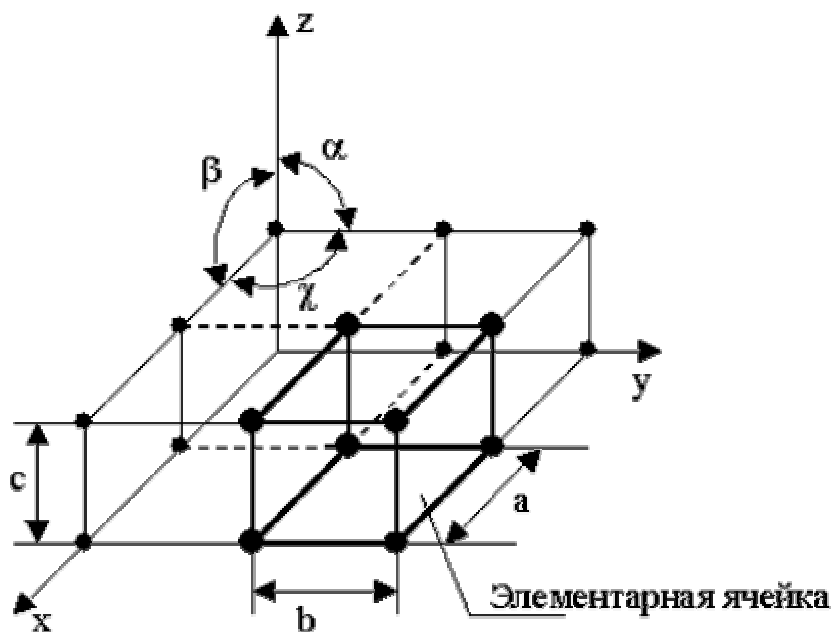


Рис.1.1. Схема кристаллической решетки

Классификация возможных видов кристаллических решеток была проведена французским ученым О. Браве, соответственно они получили название «решетки Браве». Всего для кристаллических тел существует четырнадцать видов решеток, разбитых на четыре типа;

- примитивный – узлы решетки совпадают с вершинами элементарных ячеек;
- базоцентрированный – атомы занимают вершины ячеек и два места в противоположных гранях;
- объемно-центрированный – атомы занимают вершины ячеек и ее центр;
- гранецентрированный – атомы занимают вершины ячейки и центры всех шести граней

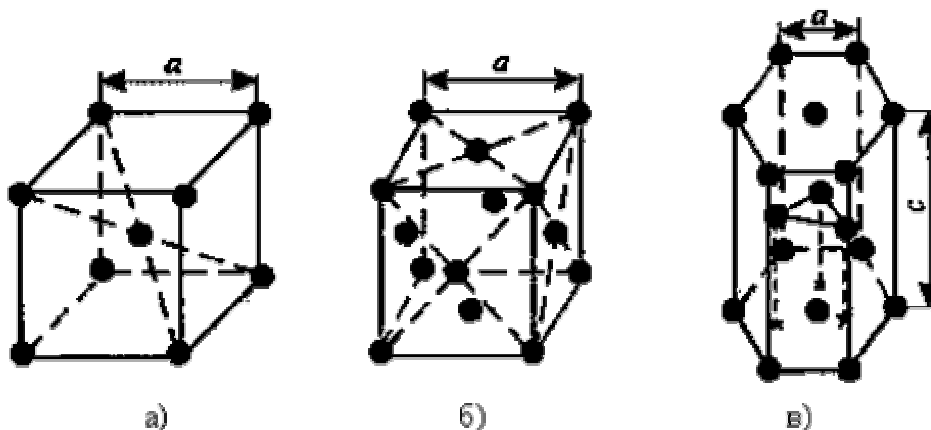


Рис. 1.2. Основные типы кристаллических решеток: а – объемно-центрированная кубическая; б– гранецентрированная кубическая; в – гексагональная плотноупакованная

Основными типами кристаллических решеток являются:

1. Объемно - центрированная кубическая (ОЦК) (см. рис.1.2а), атомы располагаются в вершинах куба и в его центре (V, W, Ti,  $Fe_{\alpha}$ )
2. Гранецентрированная кубическая (ГЦК) (см. рис. 1.2б), атомы располагаются в вершинах куба и по центру каждой из 6 граней (Ag, Au,  $Fe_{\gamma}$ )
3. Гексагональная, в основании которой лежит шестиугольник:
  - простая – атомы располагаются в вершинах ячейки и по центру 2 оснований (углерод в виде графита);
  - плотноупакованная (ГПУ) – имеется 3 дополнительных атома в средней плоскости (цинк).

### Понятие об изотропии и анизотропии

Свойства тела зависят от природы атомов, из которых оно состоит, и от силы взаимодействия между этими атомами. Силы взаимодействия между атомами в значительной степени определяются расстояниями между ними. В аморфных телах с хаотическим расположением атомов в пространстве расстояния между атомами в различных направлениях равны, следовательно, свойства будут одинаковые, то есть аморфные тела *изотропны*

В кристаллических телах атомы правильно располагаются в пространстве, причем по разным направлениям расстояния между атомами неодинаковы, что предопределяет существенные различия в силах взаимодействия между ними и, в конечном результате, разные свойства. Зависимость свойств от направления называется *анизотропией*

Чтобы понять явление анизотропии необходимо выделить кристаллографические плоскости и кристаллографические направления в кристалле.

Плоскость, проходящая через узлы кристаллической решетки, называется *кристаллографической плоскостью*.

Прямая, проходящая через узлы кристаллической решетки, называется *кристаллографическим направлением*.

Для обозначения кристаллографических плоскостей и направлений пользуются *индексами Миллера*. Чтобы установить индексы Миллера, элементарную ячейку вписывают в пространственную систему координат (оси X, Y, Z – кристаллографические оси). За единицу измерения принимается период решетки.

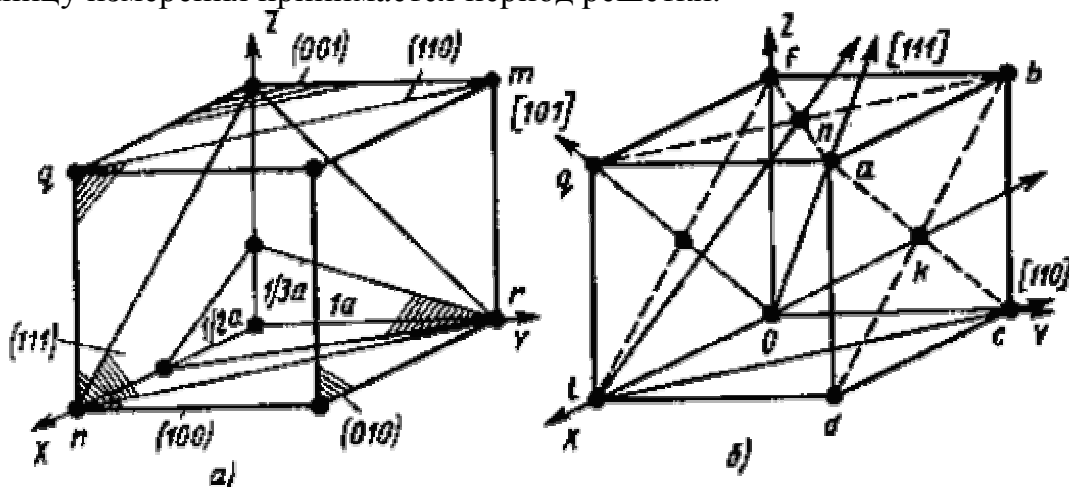


Рис.1.3. Примеры обозначения кристаллографических плоскостей (а) и кристаллографических направлений (б)

Для определения индексов кристаллографической кристаллографической плоскости необходимо:

- установить координаты точек пересечения плоскости с осями координат в единицах периода решетки;
- взять обратные значения этих величин;
- привести их к наименьшему целому кратному, каждому из полученных чисел.

Полученные значения простых целых чисел, не имеющие общего множителя, являются индексами Миллера для плоскости, указываются в круглых скобках. Примеры обозначения кристаллографических плоскостей на рис. 1.3 а.

Другими словами, индекс по оси показывает на сколько частей плоскость делит осевую единицу по данной оси. Плоскости, параллельные оси, имеют по ней индекс 0 (110)

Ориентация прямой определяется координатами двух точек. Для определения индексов кристаллографического направления необходимо:

- одну точку направления совместить с началом координат;
- установить координаты любой другой точки, лежащей на прямой, в единицах периода решетки
- привести отношение этих координат к отношению трех наименьших целых чисел.

Индексы кристаллографических направлений указываются в квадратных скобках [111]

В кубической решетке индексы направления, перпендикулярного плоскости (hkl) имеют те же индексы [hkl].

### **Аллотропия или полиморфные превращения.**

Способность некоторых металлов существовать в различных кристаллических формах в зависимости от внешних условий (давление, температура) называется *аллотропией или полиморфизмом*.

Каждый вид решетки представляет собой *аллотропическое видоизменение* или *модификацию*.

Примером аллотропического видоизменения в зависимости от температуры является железо (Fe).

$Fe: t < 911^{\circ}C$  – ОЦК -  $Fe_{\alpha}$ ;

$911 < t < 1392^{\circ}C$  – ГЦК -  $Fe_{\gamma}$ ;

$1392 < t < 1539^{\circ}C$  – ОЦК -  $Fe_{\delta}$ ; (высокотемпературное  $Fe_{\alpha}$ )

Превращение одной модификации в другую протекает при постоянной температуре и сопровождается тепловым эффектом. Видоизменения элемента обозначаются буквами греческого алфавита в виде индекса у основного обозначения металла.

Примером аллотропического видоизменения, обусловленного изменением давления, является углерод: при низких давлениях образуется графит, а при высоких – алмаз.

Используя явление полиморфизма, можно упрочнять и разупрочнять сплавы при помощи термической обработки.

### **Магнитные превращения**



Некоторые металлы намагничиваются под действием магнитного поля. После удаления магнитного поля они обладают остаточным магнетизмом. Это явление впервые обнаружено на железе и получило название ферромагнетизма. К ферромагнетикам относятся железо, кобальт, никель и некоторые другие металлы.

При нагреве ферромагнитные свойства металла уменьшаются постепенно: вначале слабо, затем резко, и при определенной температуре (точка Кюри) исчезают (точка Кюри для железа –  $768^{\circ}\text{C}$ ). Выше этой температуры металлы становятся парамагнетиками. Магнитные превращения не связаны с изменением кристаллической решетки или микроструктуры, они обусловлены изменениями в характере межэлектронного взаимодействия.

## Лекция 2

### Строение реальных металлов. Дефекты кристаллического строения

1. Точечные дефекты
2. Линейные дефекты:
3. Простейшие виды дислокаций – краевые и винтовые.

Из жидкого расплава можно вырастить монокристалл. Их обычно используют в лабораториях для изучения свойств того или иного вещества.

Металлы и сплавы, полученные в обычных условиях, состоят из большого количества кристаллов, то есть, имеют поликристаллическое строение. Эти кристаллы называются зернами. Они имеют неправильную форму и различно ориентированы в пространстве. Каждое зерно имеет свою ориентировку кристаллической решетки, отличную от ориентировки соседних зерен, вследствие чего свойства реальных металлов усредняются, и явления анизотропии не наблюдаются.

В кристаллической решетке реальных металлов имеются различные дефекты (несовершенства), которые нарушают связи между атомами и оказывают влияние на свойства металлов. Различают следующие структурные несовершенства:

- точечные – малые во всех трех измерениях;
- линейные – малые в двух измерениях и сколь угодно протяженные в третьем;
- поверхностные – малые в одном измерении.

#### Точечные дефекты

Одним из распространенных несовершенств кристаллического строения является наличие точечных дефектов: вакансий, дислоцированных атомов и примесей. (рис. 2.1.)

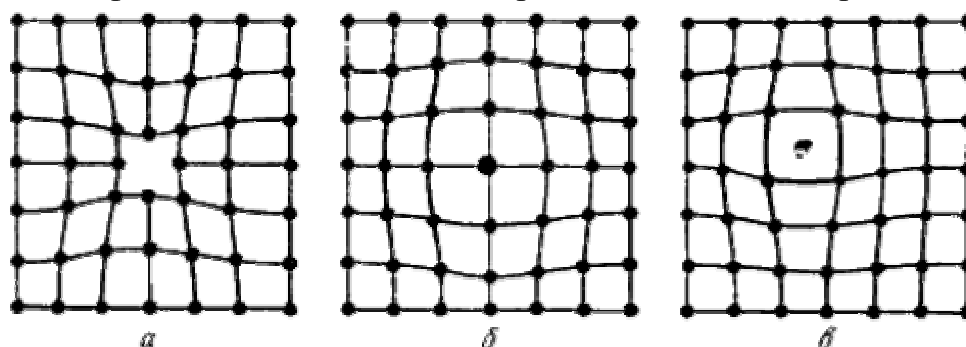


Рис.2.1. Точечные дефекты

Вакансия – отсутствие атомов в узлах кристаллической решетки, «дырки», которые образовались в результате различных причин. Образуется при переходе атомов с поверхности в окружающую среду или из узлов решетки на поверхность (границы зерен, пустоты, трещины и т. д. ), в результате пластической деформации, при бомбардировке тела атомами или частицами высоких энергий (облучение в циклотроне или нейтронной облучение в ядерном реакторе). Концентрация вакансий в значительной степени определяется температурой тела. Перемещаясь по кристаллу, одиночные вакансии могут встречаться. И объединяться в дивакансии. Скопление многих вакансий может привести к образованию пор и пустот.

Дислоцированный атом – это атом, вышедший из узла решетки и занявший место в междоузлии. Концентрация дислоцированных атомов значительно меньше, чем вакансий, так как для их образования требуются существенные затраты энергии. При этом на месте переместившегося атома образуется вакансия.

Примесные атомы всегда присутствуют в металле, так как практически невозможно выплавить химически чистый металл. Они могут иметь размеры больше или меньше размеров основных атомов и располагаются в узлах решетки или междоузлиях.

Точечные дефекты вызывают незначительные искажения решетки, что может привести к изменению свойств тела (электропроводность, магнитные свойства), их наличие способствует процессам диффузии и протеканию фазовых превращений в твердом состоянии. При перемещении по материалу дефекты могут взаимодействовать.

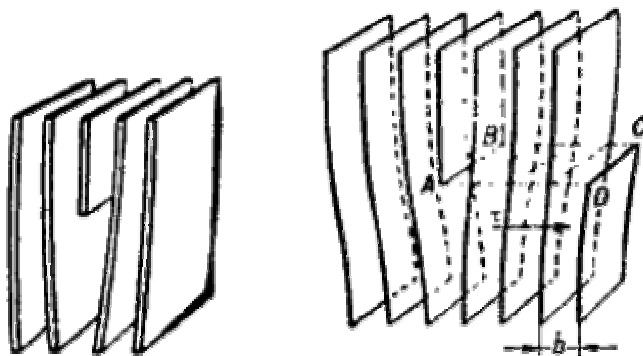
### **Линейные дефекты**

Основными линейными дефектами являются дислокации. Априорное представление о дислокациях впервые использовано в 1934 году Орованом и Тейлером при исследовании пластической деформации кристаллических материалов, для объяснения большой разницы между практической и теоретической прочностью металла.

*Дислокация* – это дефекты кристаллического строения, представляющие собой линии, вдоль и вблизи которых нарушено характерное для кристалла правильное расположение атомных плоскостей.

### **Простейшие виды дислокаций – краевые и винтовые**

*Краевая дислокация* представляет собой линию, вдоль которой обрывается внутри кристалла край “лишней” полуплоскости (рис. 2.2)



а) б)

Рис. 2.2. Краевая дислокация (а) и механизм ее образования (б)

Неполная плоскость называется *экстраплоскостью*.

Большинство дислокаций образуются путем сдвигового механизма. Ее образование можно описать при помощи следующей операции. Надрезать кристалл по плоскости ABCD, сдвинуть нижнюю часть относительно верхней на один период решетки в направлении, перпендикулярном АВ, а затем вновь сблизить атомы на краях разреза вниз.

Наибольшие искажения в расположении атомов в кристалле имеют место вблизи нижнего края экстраплоскости. Вправо и влево от края экстраплоскости эти искажения малы (несколько периодов решетки), а вдоль края экстраплоскости искажения простираются через весь кристалл и могут быть очень велики (тысячи периодов решетки) (рис. 2.3).

Если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, то краевая дислокация – положительная ( $\perp$ ), если в нижней, то – отрицательная ( $\Uparrow$ ). Дислокации одного знака отталкиваются, а противоположные притягиваются.

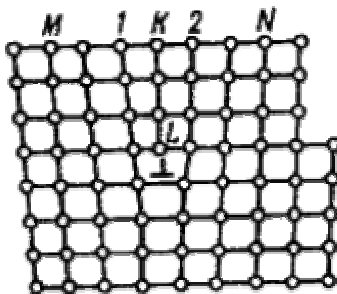


Рис. 2.3. Искажения в кристаллической решетке при наличии краевой дислокации

Другой тип дислокаций был описан Бюргерсом, и получил название *винтовая дислокация*

*Винтовая дислокация* получена при помощи частичного сдвига по плоскости Q вокруг линии EF (рис. 2.4) На поверхности кристалла образуется ступенька, проходящая от точки E до края кристалла. Такой частичный сдвиг нарушает параллельность атомных слоев, кристалл превращается в одну атомную плоскость, закрученную по винту в виде полого геликоида вокруг линии EF, которая представляет границу, отделяющую часть плоскости скольжения, где сдвиг уже произошел, от части, где сдвиг не начинался. Вдоль линии EF наблюдается макроскопический характер области несовершенства, в других направлениях ее размеры составляют несколько периодов.

Если переход от верхних горизонтов к нижним осуществляется поворотом по часовой стрелке, то дислокация *правая*, а если поворотом против часовой стрелки – *левая*.

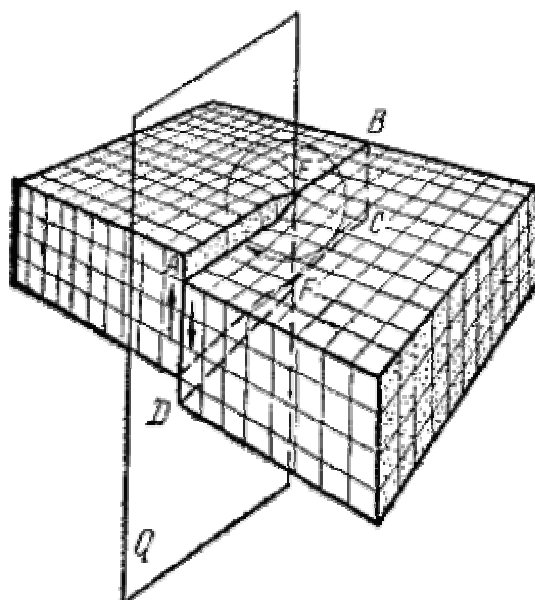


Рис. 2.4. Механизм образования винтовой дислокации

Винтовая дислокация не связана с какой-либо плоскостью скольжения, она может перемещаться по любой плоскости, проходящей через линию дислокации. Вакансии и дислоцированные атомы к винтовой дислокации не стекают.

В процессе кристаллизации атомы вещества, выпадающие из пара или раствора, легко присоединяются к ступеньке, что приводит к спиральному механизму роста кристалла.

Линии дислокаций не могут обрываться внутри кристалла, они должны либо быть замкнутыми, образуя петлю, либо разветвляться на несколько дислокаций, либо выходить на поверхность кристалла.

Дислокационная структура материала характеризуется *плотностью дислокаций*.

*Плотность дислокаций* в кристалле определяется как среднее число линий дислокаций, пересекающих внутри тела площадку площадью  $1 \text{ м}^2$ , или как суммарная длина линий дислокаций в объеме  $1 \text{ м}^3$

$$\rho = \frac{\sum l}{V} \text{ (см}^{-2}; \text{ м}^{-2}\text{)}$$

Плотность дислокаций изменяется в широких пределах и зависит от состояния материала. После тщательного отжига плотность дислокаций составляет  $10^5 \dots 10^7 \text{ м}^{-2}$ , в кристаллах с сильно деформированной кристаллической решеткой плотность дислокаций достигает  $10^{15} \dots 10^{16} \text{ м}^{-2}$ .

Плотность дислокации в значительной мере определяет пластичность и прочность материала (рис. 2.5)



Рис. 2.5. Влияние плотности дислокаций на прочность

Минимальная прочность определяется критической плотностью дислокаций  $\rho = 10^5 \dots 10^7 \text{ м}^{-2}$

Если плотность меньше значения  $a$ , то сопротивление деформированию резко возрастает, а прочность приближается к теоретической. Повышение прочности достигается созданием металла с бездефектной структурой, а также повышением плотности дислокаций, затрудняющим их движение. В настоящее время созданы кристаллы без дефектов – нитевидные кристаллы длиной до 2 мм, толщиной 0,5...20 мкм - “усы“ с прочностью, близкой к теоретической: для железа  $\sigma_B = 13000 \text{ МПа}$ , для меди  $\sigma_B = 30000 \text{ МПа}$ . При упрочнении металлов увеличением плотности дислокаций, она не должна превышать значений  $10^{15} \dots 10^{16} \text{ м}^{-2}$ . В противном случае образуются трещины.

Дислокации влияют не только на прочность и пластичность, но и на другие свойства кристаллов. С увеличением плотности дислокаций возрастает внутреннее, изменяются оптические свойства, повышается электросопротивление металла. Дислокации увеличивают среднюю скорость диффузии в кристалле, ускоряют старение и другие процессы, уменьшают химическую стойкость, поэтому в результате обработки поверхности кристалла специальными веществами в местах выхода дислокаций образуются ямки.

Дислокации образуются при образовании кристаллов из расплава или газообразной фазы, при срастании блоков с малыми углами разориентировки. При перемещении вакансий внутри кристалла, они концентрируются, образуя полости в виде дисков. Если такие диски велики, то энергетически выгодно “захлопывание” их с образованием по краю диска краевой дислокации. Образуются дислокации при деформации, в процессе кристаллизации, при термической обработке.

*Поверхностные дефекты* – границы зерен, фрагментов и блоков (рис. 2.6).

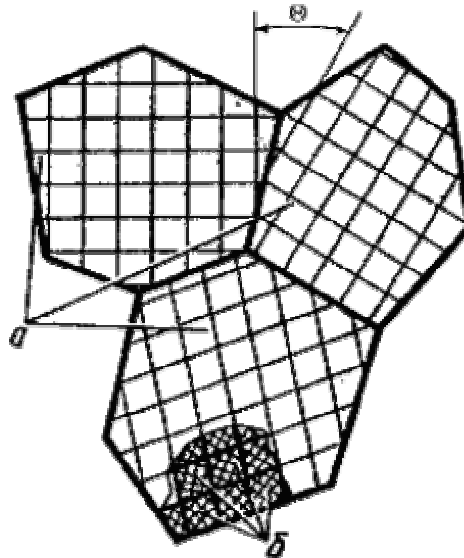


Рис. 2.6. Разориентация зерен и блоков в металле

Размеры зерен составляют до 1000 мкм. Углы разориентации составляют до нескольких десятков градусов ( $\theta$ ).

Граница между зернами представляет собой тонкую в 5 – 10 атомных диаметров поверхностную зону с максимальным нарушением порядка в расположении атомов.

Строение переходного слоя способствует скоплению в нем дислокаций. На границах зерен повышена концентрация примесей, которые понижают поверхностную энергию. Однако и внутри зерна никогда не наблюдается идеального строения кристаллической решетки. Имеются участки, разориентированные один относительно другого на несколько градусов ( $\varphi$ ). Эти участки называются *фрагментами*. Процесс деления зерен на фрагменты называется *фрагментацией* или *полигонизацией*.

В свою очередь каждый фрагмент состоит из блоков, размерами менее 10 мкм, разориентированных на угол менее одного градуса ( $\varphi_2$ ). Такую структуру называют *блочной* или *мозаичной*.

### Лекция 3

#### Кристаллизации металлов. Методы исследования металлов.

1. Механизм и закономерности кристаллизации металлов.
2. Условия получения мелкозернистой структуры
3. Строение металлического слитка
4. Определение химического состава.
5. Изучение структуры.
6. Физические методы исследования

Любое вещество может находиться в трех агрегатных состояниях: твердом, жидком, газообразном. Возможен переход из одного состояния в другое, если новое состояние в новых условиях является более устойчивым, обладает меньшим запасом энергии.

С изменением внешних условий свободная энергия изменяется по сложному закону различно для жидкого и кристаллического состояний. Характер изменения свободной энергии жидкого и твердого состояний с изменением температуры показан на рис.

3.1.

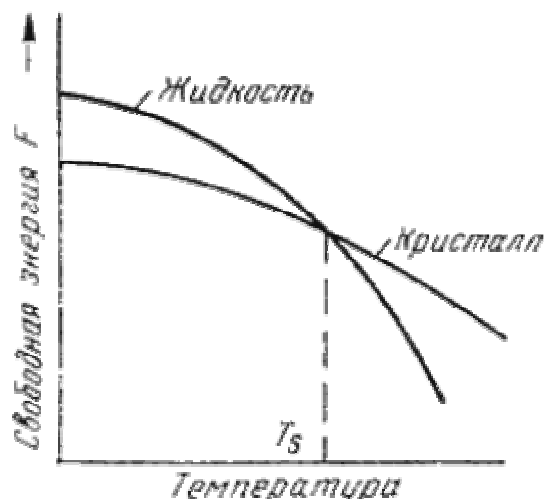


Рис.3.1. Изменение свободной энергии в зависимости от температуры

В соответствии с этой схемой выше температуры  $T_S$  вещество должно находиться в жидком состоянии, а ниже  $T_S$  — в твердом.

При температуре равной  $T_S$  жидкая и твердая фаза обладают одинаковой энергией, металл в обоих состояниях находится в равновесии, поэтому две фазы могут существовать одновременно бесконечно долго. Температура  $T_S$  — *равновесная* или *теоретическая температура кристаллизации*.

Для начала процесса кристаллизации необходимо, чтобы процесс был термодинамически выгоден системе и сопровождался уменьшением свободной энергии системы. Это возможно при охлаждении жидкости ниже температуры  $T_S$ . Температура, при которой практически начинается кристаллизация называется *фактической температурой кристаллизации*.

Охлаждение жидкости ниже равновесной температуры кристаллизации называется *переохлаждением*, которое характеризуется *степенью переохлаждения* ( $\Delta T$ ):

$$\Delta T = T_{\text{теор}} - T_{\text{ф.}}$$

Степень переохлаждения зависит от природы металла, от степени его загрязненности (чем чище металл, тем больше степень переохлаждения), от скорости охлаждения (чем выше скорость охлаждения, тем больше степень переохлаждения).

Рассмотрим переход металла из жидкого состояния в твердое.

При нагреве всех кристаллических тел наблюдается четкая граница перехода из твердого состояния в жидкое. Такая же граница существует при переходе из жидкого состояния в твердое.

*Кристаллизация* — это процесс образования участков кристаллической решетки в жидкой фазе и рост кристаллов из образовавшихся центров.

Кристаллизация протекает в условиях, когда система переходит к термодинамически более устойчивому состоянию с минимумом свободной энергии.

Процесс перехода металла из жидкого состояния в кристаллическое можно изобразить кривыми в координатах время — температура. Кривая охлаждения чистого металла представлена на рис. 3.2.

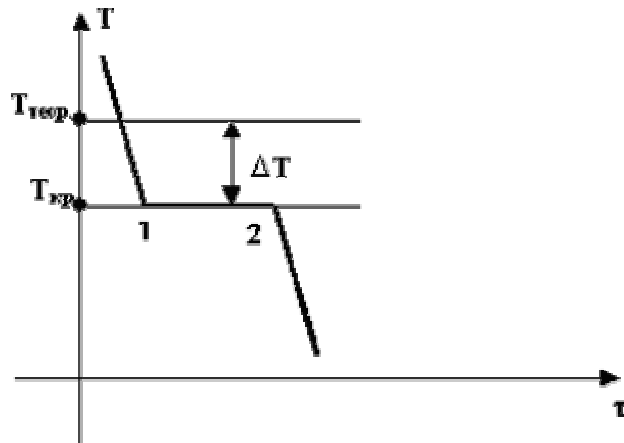


Рис.3.2. Кривая охлаждения чистого металла

$T_{теор}$  – теоретическая температура кристаллизации;

$T_{факт}$  – фактическая температура кристаллизации.

*Процесс кристаллизации чистого металла:*

До точки 1 охлаждается металл в жидком состоянии, процесс сопровождается плавным понижением температуры. На участке 1 – 2 идет процесс кристаллизации, сопровождающийся выделением тепла, которое называется *скрытой теплотой кристаллизации*. Оно компенсирует рассеивание теплоты в пространство, и поэтому температура остается постоянной. После окончания кристаллизации в точке 2 температура снова начинает снижаться, металл охлаждается в твердом состоянии.

### **Механизм и закономерности кристаллизации металлов.**

При соответствующем понижении температуры в жидком металле начинают образовываться кристаллики – *центры кристаллизации* или *зародыши*. Для начала их роста необходимо уменьшение свободной энергии металла, в противном случае зародыш растворяется.

Минимальный размер способного к росту зародыша называется *критическим размером*, а зародыш – устойчивым.

Переход из жидкого состояния в кристаллическое требует затраты энергии на образование поверхности раздела жидкость – кристалл. Процесс кристаллизации будет осуществляться, когда выигрыш от перехода в твердое состояние больше потери энергии на образование поверхности раздела. Зависимость энергии системы от размера зародыша твердой фазы представлена на рис. 3.3.

Зародыши с размерами равными и большими критического растут с уменьшением энергии и поэтому способны к существованию.



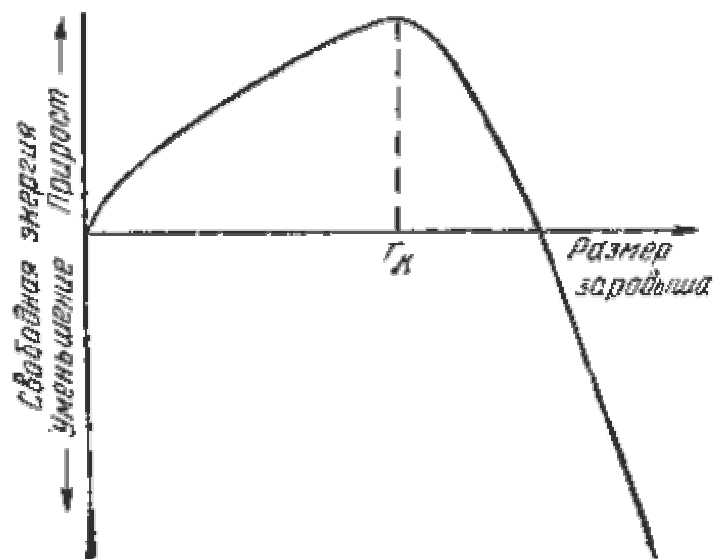


Рис.3.3. Зависимость энергии системы от размера зародыша твердой фазы

Механизм кристаллизации представлен на рис.3.4.

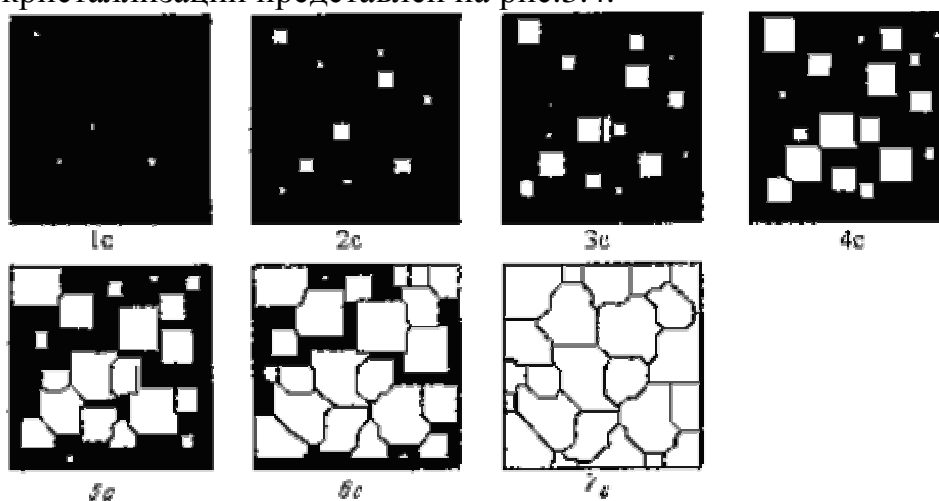


Рис.3.4. Модель процесса кристаллизации

Центры кристаллизации образуются в исходной фазе независимо друг от друга в случайных местах. Сначала кристаллы имеют правильную форму, но по мере столкновения и срастания с другими кристаллами форма нарушается. Рост продолжается в направлениях, где есть свободный доступ питающей среды. После окончания кристаллизации имеем поликристаллическое тело.

Качественная схема процесса кристаллизации может быть представлена количественно кинетической кривой (рис.3.5).

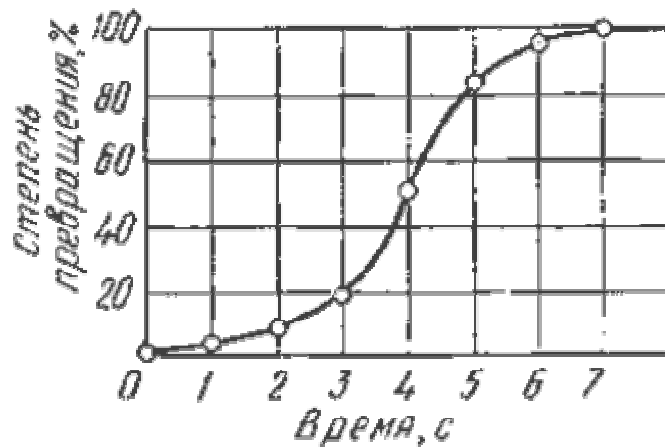


Рис. 3.5. Кинетическая кривая процесса кристаллизации

Процесс вначале ускоряется, пока столкновение кристаллов не начинает препятствовать их росту. Объем жидкой фазы, в которой образуются кристаллы уменьшается. После кристаллизации 50 % объема металла, скорость кристаллизации будет замедляться.

Таким образом, процесс кристаллизации состоит из образования центров кристаллизации и роста кристаллов из этих центров.

В свою очередь, число центров кристаллизации (ч.ц.) и скорость роста кристаллов (с.р.) зависят от степени переохлаждения (рис. 3.6).

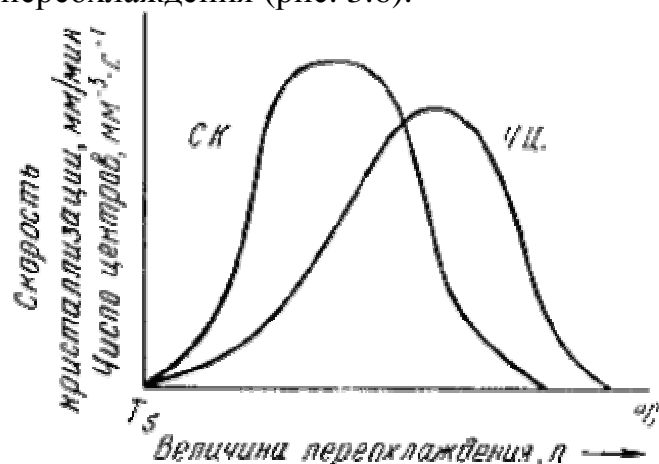


Рис. 3.6. Зависимость числа центров кристаллизации (а) и скорости роста кристаллов (б) от степени переохлаждения

Размеры образовавшихся кристаллов зависят от соотношения числа образовавшихся центров кристаллизации и скорости роста кристаллов при температуре кристаллизации.

При равновесной температуре кристаллизации  $T_S$  число образовавшихся центров кристаллизации и скорость их роста равняются нулю, поэтому процесса кристаллизации не происходит.

Если жидкость переохлаждать до температуры, соответствующей  $t.a$ , то образуются крупные зерна (число образовавшихся центров небольшое, а скорость роста — большая).

При переохлаждении до температуры соответствующей  $t.b$  — мелкое зерно (образуется большое число центров кристаллизации, а скорость их роста небольшая).

Если металл очень сильно переохлаждать, то число центров и скорость роста кри-

сталлов равны нулю, жидкость не кристаллизуется, образуется аморфное тело. Для металлов, обладающих малой склонностью к переохлаждению, экспериментально обнаруживаются только восходящие ветви кривых.

### Условия получения мелкозернистой структуры

Стремятся к получению мелкозернистой структуры. Оптимальными условиями для этого являются: максимальное число центров кристаллизации и малая скорость роста кристаллов.

Размер зерен при кристаллизации зависит и от числа частичек нерастворимых примесей, которые играют роль готовых центров кристаллизации – оксиды, нитриды, сульфиды.

Чем больше частичек, тем мельче зерна закристаллизовавшегося металла.

Стенки изложниц имеют неровности, шероховатости, которые увеличивают скорость кристаллизации.

Мелкозернистую структуру можно получить в результате *модифицирования*, когда в жидкие металлы добавляются посторонние вещества – *модификаторы*,

По механизму воздействия различают:

1. Вещества не растворяющиеся в жидком металле – выступают в качестве дополнительных центров кристаллизации.
2. Поверхностно - активные вещества, которые растворяются в металле, и, осаждаясь на поверхности растущих кристаллов, препятствуют их росту.

### Строение металлического слитка

Схема стального слитка, данная Черновым Д.К., представлена на рис.3.7.

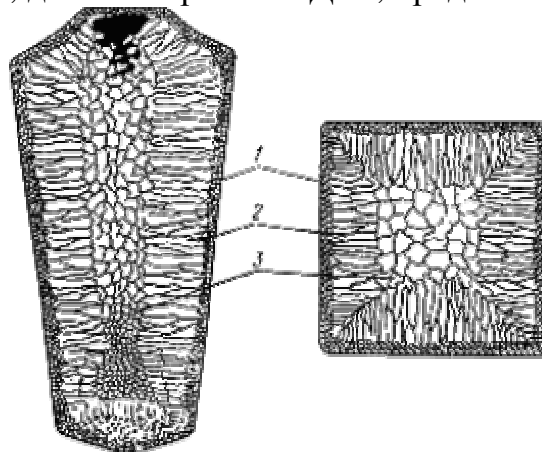


Рис. 3.7. Схема стального слитка

Слиток состоит из трех зон:

1. мелкокристаллическая корковая зона;
2. зона столбчатых кристаллов;
3. внутренняя зона крупных равноосных кристаллов.

Кристаллизация корковой зоны идет в условиях максимального переохлаждения. Скорость кристаллизации определяется большим числом центров кристаллизации. Образуется мелкозернистая структура.

Жидкий металл под корковой зоной находится в условиях меньшего переохлаждения. Число центров ограничено и процесс кристаллизации реализуется за счет их ин-

тенсивного роста до большого размера.

Рост кристаллов во второй зоне имеет направленный характер. Они растут перпендикулярно стенкам изложницы, образуются древовидные кристаллы – дендриты (рис. 3.8). Растут дендриты с направлением, близким к направлению теплоотвода.

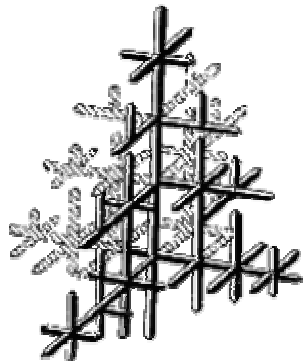


Рис.3.8. Схема дендрита по Чернову Д.К.

Так как теплоотвод от незакристаллизовавшегося металла в середине слитка в разные стороны выравнивается, то в центральной зоне образуются крупные дендриты со случайной ориентацией.

Зоны столбчатых кристаллов в процессе кристаллизации стыкуются, это явление называется *транскристаллизацией*.

Для малопластичных металлов и для сталей это явление нежелательное, так как при последующей прокатке, ковке могут образовываться трещины в зоне стыка.

В верхней части слитка образуется усадочная раковина, которая подлежит отрезке и переплавке, так как металл более рыхлый (около 15...20 % от длины слитка)

Методы исследования металлов: структурные и физические

Металлы и сплавы обладают разнообразными свойствами. Используя один метод исследования металлов, невозможно получить информацию о всех свойствах. Используют несколько методов анализа.

### **Определение химического состава**

Используются методы количественного анализа.

1. Если не требуется большой точности, то используют *спектральный анализ*.

Спектральный анализ основан на разложении и исследовании спектра электрической дуги или искры, искусственно возбуждаемой между медным электродом и исследуемым металлом.

Зажигается дуга, луч света через призмы попадает в окуляр для анализа спектра. Цвет и концентрация линий спектра позволяют определить содержание химических элементов.

Используются стационарные и переносные стилоскопы.

2. Более точные сведения о составе дает *рентгеноспектральный анализ*.

Проводится на микроанализаторах. Позволяет определить состав фаз сплава, характеристики диффузионной подвижности атомов.

### **Изучение структуры**

Различают макроструктуру, микроструктуру и тонкую структуру.

1. *Макроструктурный анализ* – изучение строения металлов и сплавов невооруженным глазом или при небольшом увеличении, с помощью лупы.

Осуществляется после предварительной подготовки исследуемой поверхности (шлифование и травление специальными реактивами).

Позволяет выявить и определить дефекты, возникшие на различных этапах производства литых, кованных, штампованных и катанных заготовок, а также причины разрушения деталей.

Устанавливают: вид излома (вязкий, хрупкий); величину, форму и расположение зерен и дендритов литого металла; дефекты, нарушающие сплошность металла (усадочную пористость, газовые пузыри, раковины, трещины); химическую неоднородность металла, вызванную процессами кристаллизации или созданную термической и химико-термической обработкой; волокна в деформированном металле.

2. *Микроструктурный анализ* – изучение поверхности при помощи световых микроскопов. Увеличение – 50...2000 раз. Позволяет обнаружить элементы структуры размером до 0,2 мкм.

Образцы – микрошлифы с блестящей полированной поверхностью, так как структура рассматривается в отраженном свете. Наблюдаются микротрещины и неметаллические включения.

Для выявления микроструктуры поверхность травят реактивами, зависящими от состава сплава. Различные фазы протравливаются неодинаково и окрашиваются по-разному. Можно выявить форму, размеры и ориентировку зерен, отдельные фазы и структурные составляющие.

Кроме световых микроскопов используют электронные микроскопы с большой разрешающей способностью.

Изображение формируется при помощи потока быстро летящих электронов. Электронные лучи с длиной волны  $(0,04...0,12) \cdot 10^{-8}$  см дают возможность различать детали объекта, по своим размерам соответствующие межатомным расстояниям.

*Просвечивающие микроскопы.* Поток электронов проходит через изучаемый объект. Изображение является результатом неодинакового рассеяния электронов на объекте. Различают *косвенные* и *прямые* методы исследования.

При косвенном методе изучают не сам объект, а его отпечаток – кварцевый или угольный слепок (реплику), отображающий рельеф микрошлифа, для предупреждения вторичного излучения, искажающего картину.

При прямом методе изучают тонкие металлические фольги, толщиной до 300 нм, на просвет. Фольги получают непосредственно из изучаемого металла.

*Растровые микроскопы.* Изображение создается за счет вторичной эмиссии электронов, излучаемых поверхностью, на которую падает непрерывно перемещающийся по этой поверхности поток первичных электронов. Изучается непосредственно поверхность металла. Разрешающая способность несколько ниже, чем у просвечивающих микроскопов.

3. Для изучения атомно-кристаллического строения твердых тел (тонкое строение) используются *рентгенографические методы*, позволяющие устанавливать связь между химическим составом, структурой и свойствами тела, тип твердых растворов, микронапряжения, концентрацию дефектов, плотность дислокаций.

## **Физические методы исследования**

1. *Термический анализ* основан на явлении теплового эффекта. Фазовые превращения в сплавах сопровождаются тепловым эффектом, в результате на кривых охлаждения сплавов при температурах фазовых превращений наблюдаются точки перегиба или температурные остановки. Данный метод позволяет определить критические точки.

#### 2. Дилатометрический метод

При нагреве металлов и сплавов происходит изменение объема и линейных размеров – тепловое расширение. Если изменения обусловлены только увеличением энергии колебаний атомов, то при охлаждении размеры восстанавливаются. При фазовых превращениях изменения размеров – необратимы.

Метод позволяет определить критические точки сплавов, температурные интервалы существования фаз, а также изучать процессы распада твердых растворов.

#### 3. Магнитный анализ.

Используется для исследования процессов, связанных с переходом из парамагнитного состояния в ферромагнитное (или наоборот), причем возможна количественная оценка этих процессов.

### Лекция 4

#### **Общая теория сплавов. Строение, кристаллизация и свойства сплавов. Диаграмма состояния.**

1. Понятие о сплавах и методах их получения
2. Основные понятия в теории сплавов.
3. Особенности строения, кристаллизации и свойств сплавов: механических смесей, твердых растворов, химических соединений
4. Классификация сплавов твердых растворов.
5. Кристаллизация сплавов.
6. Диаграмма состояния.

#### **Понятие о сплавах и методах их получения**

Под сплавом понимают вещество, полученное сплавлением двух или более элементов. Возможны другие способы приготовления сплавов: спекания, электролиз, возгонка. В этом случае вещества называются псевдосплавами.

Сплав, приготовленный преимущественно из металлических элементов и обладающий металлическими свойствами, называется металлическим сплавом. Сплавы обладают более разнообразным комплексом свойств, которые изменяются в зависимости от состава и метода обработки.

#### **Основные понятия в теории сплавов.**

*Система* – группа тел выделяемых для наблюдения и изучения.

В металловедении системами являются металлы и металлические сплавы. Чистый металл является простой однокомпонентной системой, сплав – сложной системой, состоящей из двух и более компонентов.

*Компоненты* – вещества, образующие систему. В качестве компонентов выступают чистые вещества и химические соединения, если они не диссоциируют на составные части в исследуемом интервале температур.

*Фаза* – однородная часть системы, отделенная от других частей системы поверхностного раздела, при переходе через которую структура и свойства резко меняются.

*Вариантность* (С) (число степеней свободы) – это число внутренних и внешних факторов (температура, давление, концентрация), которые можно изменять без изменения количества фаз в системе.

Если вариантность  $C = 1$  (моновариантная система), то возможно изменение одного из факторов в некоторых пределах, без изменения числа фаз.

Если вариантность  $C = 0$  (нонвариантная система), то внешние факторы изменять нельзя без изменения числа фаз в системе

Существует математическая связь между числом компонентов (К), числом фаз (Ф) и вариантностью системы (С). Это *правило фаз* или *закон Гиббса*

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

Если принять, что все превращения происходят при постоянном давлении, то число переменных уменьшится

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

где: С – число степеней свободы, К – число компонентов, Ф – число фаз, 1 – учитывает возможность изменения температуры.

### **Особенности строения, кристаллизации и свойств сплавов: механических смесей, твердых растворов, химических соединений**

Строение металлического сплава зависит от того, в какие взаимодействия вступают компоненты, составляющие сплав. Почти все металлы в жидком состоянии растворяются друг в друге в любых соотношениях. При образовании сплавов в процессе их затвердевания возможно различное взаимодействие компонентов.

**В зависимости от характера взаимодействия компонентов различают сплавы:**

1. механические смеси;
2. химические соединения;
3. твердые растворы.

Сплавы *механические смеси* образуются, когда компоненты не способны к взаимному растворению в твердом состоянии и не вступают в химическую реакцию с образованием соединения.

Образуются между элементами значительно различающимися по строению и свойствам, когда сила взаимодействия между однородными атомами больше чем между разнородными. Сплав состоит из кристаллов входящих в него компонентов (рис. 4.1). В сплавах сохраняются кристаллические решетки компонентов.

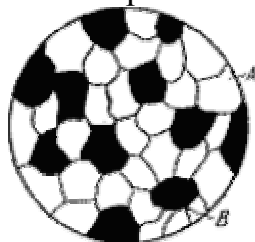


Рис. 4.1. Схема микроструктуры механической смеси

Сплавы *химические соединения* образуются между элементами, значительно различающимися по строению и свойствам, если сила взаимодействия между разнородными атомами больше, чем между однородными.

### Особенности этих сплавов:

1. Постоянство состава, то есть сплав образуется при определенном соотношении компонентов, химическое соединение обозначается  $A_n B_m$
2. Образуется специфическая, отличающаяся от решеток элементов, составляющих химическое соединение, кристаллическая решетка с правильным упорядоченным расположением атомов (рис. 4.2)
3. Ярко выраженные индивидуальные свойства
4. Постоянство температуры кристаллизации, как у чистых компонентов.

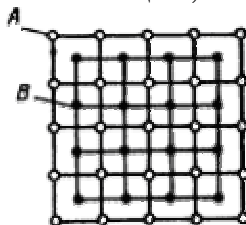


Рис. 4.2. Кристаллическая решетка химического соединения

Сплавы *твердые растворы* – это твердые фазы, в которых соотношения между компонентами могут изменяться. Являются кристаллическими веществами.

Характерной особенностью твердых растворов является: наличие в их кристаллической решетке разнородных атомов, при сохранении типа решетки растворителя.

Твердый раствор состоит из однородных зерен (рис. 4.3).

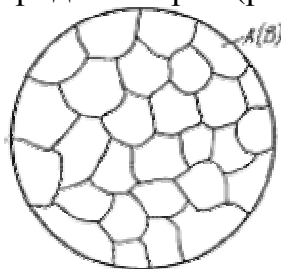


Рис.4.3. Схема микроструктуры твердого раствора

### Классификация сплавов твердых растворов

По степеням растворимости компонентов различают твердые растворы:

- с неограниченной растворимостью компонентов;
- с ограниченной растворимостью компонентов.

При неограниченной растворимости компонентов кристаллическая решетка компонента растворителя по мере увеличения концентрации растворенного компонента плавно переходит в кристаллическую решетку растворенного компонента.

Для образования растворов с неограниченной растворимостью необходимы:

1. изоморфность (однотипность) кристаллических решеток компонентов;
2. близость атомных радиусов компонентов, которые не должны отличаться более чем на 8...13 %.
3. близость физико-химических свойств подобных по строению валентных оболочек атомов.

При ограниченной растворимости компонентов возможна концентрация растворенного вещества до определенного предела, При дальнейшем увеличении концентрации однородный твердый раствор распадается с образованием двухфазной смеси.

По характеру распределения атомов растворенного вещества в кристаллической



решетке растворителя различают твердые растворы:

- замещения;
- внедрения;
- вычитания.

В растворах замещения в кристаллической решетке растворителя часть его атомов замещена атомами растворенного элемента (рис. 4.4 а). Замещение осуществляется в случайных местах, поэтому такие растворы называют неупорядоченными твердыми растворами.

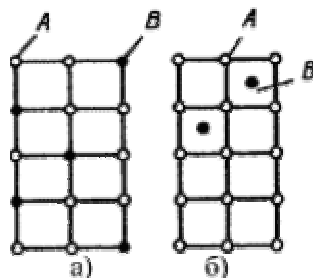


Рис.4.4. Кристаллическая решетка твердых растворов замещения (а), внедрения (б)

При образовании растворов замещения периоды решетки изменяются в зависимости от разности атомных диаметров растворенного элемента и растворителя. Если атом растворенного элемента больше атома растворителя, то элементарные ячейки увеличиваются, если меньше – сокращаются. В первом приближении это изменение пропорционально концентрации растворенного компонента. Изменение параметров решетки при образовании твердых растворов – важный момент, определяющий изменение свойств. Уменьшение параметра ведет к большему упрочнению, чем его увеличение.

Твердые растворы внедрения образуются внедрением атомов растворенного компонента в поры кристаллической решетки растворителя (рис. 4.4 б).

Образование таких растворов, возможно, если атомы растворенного элемента имеют малые размеры. Такими являются элементы, находящиеся в начале периодической системы Менделеева, углерод, водород, азот, бор. Размеры атомов превышают размеры межатомных промежутков в кристаллической решетке металла, это вызывает искажение решетки и в ней возникают напряжения. Концентрация таких растворов не превышает 2-2.5%

Твердые растворы вычитания или растворы с дефектной решеткой. образуются на базе химических соединений, при этом возможна не только замена одних атомов в узлах кристаллической решетки другими, но и образование пустых, не занятых атомами, узлов в решетке.

К химическому соединению добавляют, один из входящих в формулу элементов, его атомы занимают нормальное положение в решетке соединения, а места атомов другого элемента остаются, незанятыми.

## Кристаллизация сплавов

Кристаллизация сплавов подчиняется тем же закономерностям, что и кристаллизация чистых металлов. Необходимым условием является стремление системы в состояние с минимумом свободной энергии.

Основным отличием является большая роль диффузионных процессов, между жидкостью и кристаллизующейся фазой. Эти процессы необходимы для перераспреде-

ления разнородных атомов, равномерно распределенных в жидкой фазе.

В сплавах в твердых состояниях, имеют место процессы перекристаллизации, обусловленные аллотропическими превращениями компонентов сплава, распадом твердых растворов, выделением из твердых растворов вторичных фаз, когда растворимость компонентов в твердом состоянии меняется с изменением температуры.

Эти превращения называют фазовыми превращениями в твердом 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. У старой и новой фазы, в течение некоторого времени, имеются общие плоскости. Такая связь решеток называется когерентной связью. В случае различия строения старой и новой фаз превращение протекает с образованием промежуточных фаз.

Нарушение когерентности и обособления кристаллов наступает, когда они приобретут определенные размеры.

Процессы кристаллизации сплавов изучаются по диаграммам состояния.

### Диаграмма состояния

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение состояния любого сплава изучаемой системы в зависимости от концентрации и температуры (рис. 4.5)

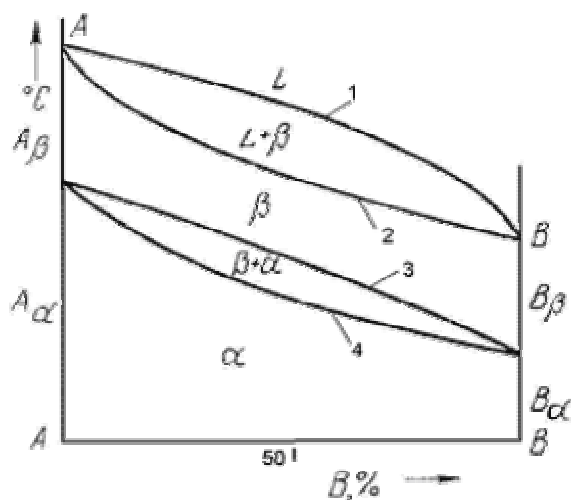


Рис. 4.5. Диаграмма состояния

Диаграммы состояния показывают устойчивые состояния, т.е. состояния, которые при данных условиях обладают минимумом свободной энергии, и поэтому ее также называют диаграммой равновесия, так как она показывает, какие при данных условиях существуют равновесные фазы.

Построение диаграмм состояния наиболее часто осуществляется при помощи термического анализа.

В результате получают серию кривых охлаждения, на которых при температурах фазовых превращений наблюдаются точки перегиба и температурные остановки.

Температуры, соответствующие фазовым превращениям, называют критическими точками. Некоторые критические точки имеют названия, например, точки отвечающие

началу кристаллизации называют точками *ликвидус*, а концу кристаллизации – точками *солидус*.

По кривым охлаждения строят диаграмму состава в координатах: по оси абсцисс – концентрация компонентов, по оси ординат – температура.

Шкала концентраций показывает содержание компонента *B*. Основными линиями являются линии ликвидус (1) и солидус (2), а также линии соответствующие фазовым превращениям в твердом состоянии (3, 4).

По диаграмме состояния можно определить температуры фазовых превращений, изменение фазового состава, приблизительно, свойства сплава, виды обработки, которые можно применять для сплава.

## Лекция 5

### Диаграммы состояния двухкомпонентных сплавов.

1. Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (сплавы твердые растворы с неограниченной растворимостью)
2. Диаграмма состояния сплавов с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии (механические смеси)
3. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии
4. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых образуют химические соединения.
5. Диаграмма состояния сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии (переменная растворимость)
6. Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния

### Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (сплавы твердые растворы с неограниченной растворимостью)

Диаграмма состояния и кривые охлаждения сплавов системы представлены на рис. 5.1.

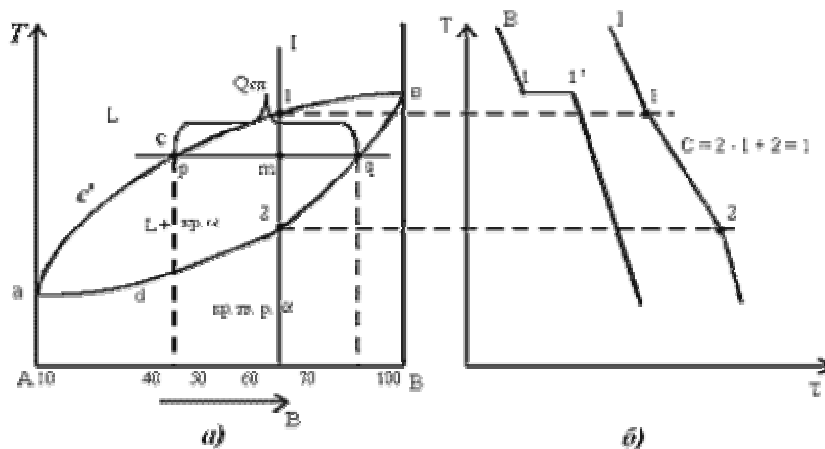


Рис.5.1 Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (а); кривые охлаждения типичных сплавов (б)

Сначала получают термические кривые. Полученные точки переносят на диаграм-

му, соединив точки начала кристаллизации сплавов и точки конца кристаллизации, получают диаграмму состояния.

Проведем анализ полученной диаграммы.

1. Количество компонентов:  $K = 2$  (компоненты А и В).

2. Число фаз:  $f = 2$  (жидкая фаза L, кристаллы твердого раствора  $\alpha$ )

3. Основные линии диаграммы:

- acb – линия ликвидус, выше этой линии сплавы находятся в жидком состоянии;
- adb – линия солидус, ниже этой линии сплавы находятся в твердом состоянии.

4. Характерные сплавы системы:

Чистые компоненты А и В кристаллизуются при постоянной температуре, кривая охлаждения компонента В представлена на рис. 5.1,б.

Остальные сплавы кристаллизуются аналогично сплаву I, кривая охлаждения которого представлена на рис. 5.1, б.

*Процесс кристаллизации сплава I:* до точки 1 охлаждается сплав в жидком состоянии. При температуре, соответствующей точке 1, начинают образовываться центры кристаллизации твердого раствора  $\alpha$ . На кривой охлаждения отмечается перегиб (критическая точка), связанный с уменьшением скорости охлаждения вследствие выделения скрытой теплоты кристаллизации. На участке 1–2 идет процесс кристаллизации, протекающий при понижающейся температуре, так как согласно правилу фаз в двухкомпонентной системе при наличии двух фаз (жидкой и кристаллов твердого раствора  $\alpha$ ) число степеней свободы будет равно единице ( $C = 2 - 2 + 1 = 1$ ). При достижении температуры соответствующей точке 2, сплав затвердевает, при дальнейшем понижении температуры охлаждается сплав в твердом состоянии, состоящий из однородных кристаллов твердого раствора  $\alpha$ .

Схема микроструктуры сплава представлена на рис. 5.2.

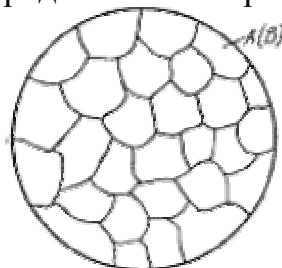


Рис. 5.2. Схема микроструктуры сплава – однородного твердого раствора

5. Количественный структурно-фазовый анализ сплава.

Пользуясь диаграммой состояния можно для любого сплава при любой температуре определить не только число фаз, но и их состав и количественное соотношение. Для этого используется *правило отрезков*. Для проведения количественного структурно-фазового анализа через заданную точку проводят горизонталь (коноду) до пересечения с ближайшими линиями диаграммы (ликвидус, солидус или оси компонентов).

а). Определение состава фаз в точке  $m$ :

Для его определения через точку  $m$  проводят горизонталь до пересечения с ближайшими линиями диаграммы: ликвидус и солидус.

Состав жидкой фазы определяется проекцией точки пересечения горизонтали с линией ликвидус  $p$  на ось концентрации.

Состав твердой фазы определяется проекцией точки пересечения горизонтали с линией солидус  $q$  (или осью компонента) на ось концентрации.

Состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидуса, а состав твердой фазы – по линии солидуса.

С понижением температуры состав фаз изменяется в сторону уменьшения содержания компонента В.

б). Определение количественного соотношения жидкой и твердой фазы при заданной температуре (в точке  $m$ ):

Количественная масса фаз обратно пропорциональна отрезкам проведенной коноды. Рассмотрим проведенную через точку  $m$  коноду и ее отрезки.

Количество всего сплава ( $Q_{cn}$ ) определяется отрезком  $pq$ .

Отрезок, прилегающий к линии ликвидус  $pm$ , определяет количество твердой фазы.

$$Q_{тв} = \frac{pm}{pq} \cdot 100\%$$

Отрезок, прилегающий к линии солидус (или к оси компонента)  $mq$ , определяет количество жидкой фазы.

$$Q_{ж} = \frac{mq}{pq} \cdot 100\%$$

### Диаграмма состояния сплавов с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии (механические смеси)

Диаграмма состояния и кривые охлаждения типичных сплавов системы представлены на рис. 5.3.

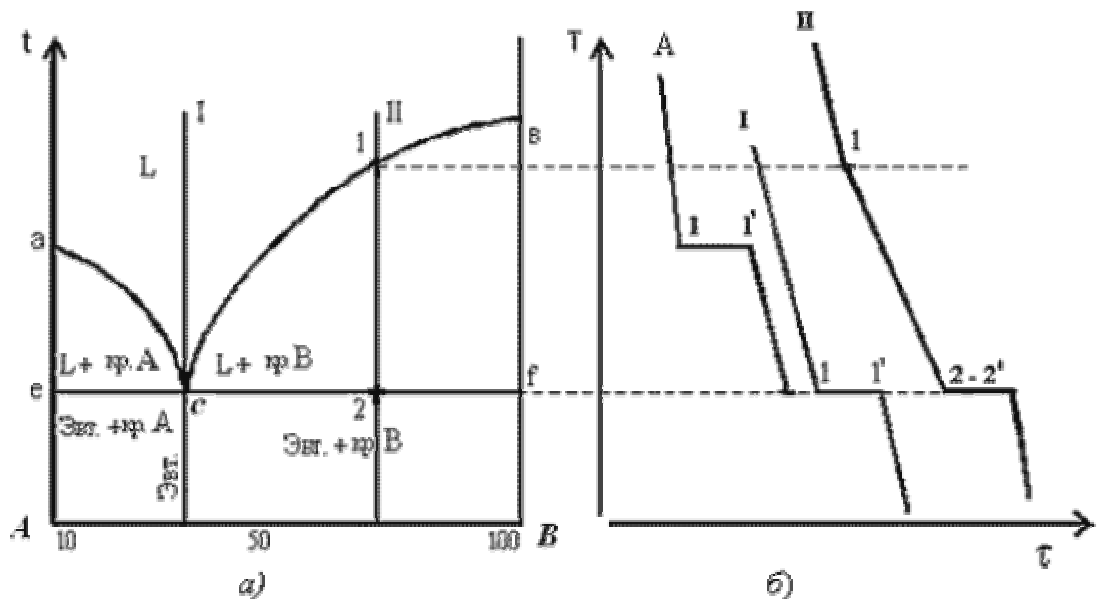


Рис. 5.3. Диаграмма состояния сплавов с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии (а) и кривые охлаждения сплавов (б)

Проведем анализ диаграммы состояния.

1. Количество компонентов:  $K = 2$  (компоненты А и В);
2. Число фаз:  $f = 3$  (кристаллы компонента А, кристаллы компонента В, жидкая фаза).
3. Основные линии диаграммы:
  - линия ликвидус  $acb$ , состоит из двух ветвей, сходящихся в одной точке;

- линия солидус  $esf$ , параллельна оси концентраций стремится к осям компонентов, но не достигает их;

#### 4. Типовые сплавы системы.

а) Чистые компоненты, кристаллизуются при постоянной температуре, на рис 5.3 б показана кривая охлаждения компонента А.

б). *Эвтектический сплав* – сплав, соответствующий концентрации компонентов в точке с (сплав I). Кривая охлаждения этого сплава, аналогична кривым охлаждения чистых металлов (рис. 5.3 б)

*Эвтектика* – мелкодисперсная механическая смесь разнородных кристаллов, кристаллизующихся одновременно при постоянной, самой низкой для рассматриваемой системы, температуре.

При образовании сплавов механических смесей эвтектика состоит из кристаллов компонентов А и В: Эвт. (кр. А + кр. В)

*Процесс кристаллизации эвтектического сплава:* до точки 1 охлаждается сплав в жидком состоянии. При температуре, соответствующей точке 1, начинается одновременная кристаллизация двух разнородных компонентов. На кривой охлаждения отмечается температурная остановка, т.е. процесс идет при постоянной температуре, так как согласно правилу фаз в двухкомпонентной системе при наличии трех фаз (жидкой и кристаллов компонентов А и В) число степеней свободы будет равно нулю ( $C = 2 - 3 + 1 = 0$ ). В точке 1' процесс кристаллизации завершается. Ниже точки 1' охлаждается сплав, состоящий из дисперсных разнородных кристаллов компонентов А и В.

в) Другие сплавы системы аналогичны сплаву II, кривую охлаждения сплава см на рис 5.3.б.

*Процесс кристаллизации сплава II:* до точки 1 охлаждается сплав в жидком состоянии. При температуре, соответствующей точке 1, начинают образовываться центры кристаллизации избыточного компонента В. На кривой охлаждения отмечается перегиб (критическая точка), связанный с уменьшением скорости охлаждения вследствие выделения скрытой теплоты кристаллизации. На участке 1–2 идет процесс кристаллизации, протекающий при понижающейся температуре, так как согласно правилу фаз в двухкомпонентной системе при наличии двух фаз (жидкой и кристаллов компонента В) число степеней свободы будет равно единице ( $C = 2 - 2 + 1 = 1$ ). При охлаждении состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидус до эвтектического. На участке 2–2' кристаллизуется эвтектика (см. кристаллизацию эвтектического сплава). Ниже точки 2' охлаждается сплав, состоящий из кристаллов первоначально закристаллизовавшегося избыточного компонента В и эвтектики.

Схема микроструктуры сплава представлена на рис. 5.4.

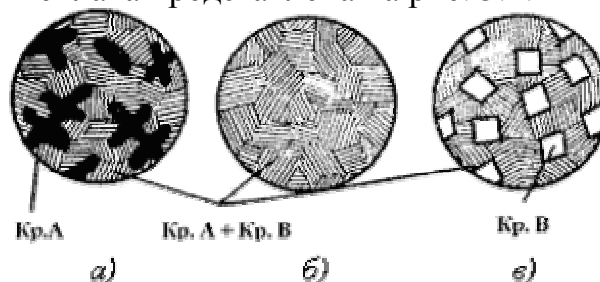


Рис. 5.4. Схема микроструктур сплавов: а – доэвтектического, б – эвтектического, в – заэвтектического

5. При проведении количественного структурно-фазового анализа, конода, прове-

денная через заданную точку, пересекает линию ликвидус и оси компонентов, поэтому состав твердой фазы или 100 % компонента А, или 100 % компонента В.

### Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Диаграмма состояния и кривые охлаждения типичных сплавов системы представлены на рис.5.5.

1. Количество компонентов:  $K = 2$  (компоненты А и В);
2. Число фаз:  $f = 3$  (жидкая фаза и кристаллы твердых растворов  $\alpha$  (раствор компонента В в компоненте А) и  $\beta$  (раствор компонента А в компоненте В));
3. Основные линии диаграммы:
  - линия ликвидус  $acb$ , состоит из двух ветвей, сходящихся в одной точке;
  - линия солидус  $adcfb$ , состоит из трех участков;
  - $dm$  – линия предельной концентрации компонента В в компоненте А;
  - $fn$  – линия предельной концентрации компонента А в компоненте В.
4. Типовые сплавы системы.

При концентрации компонентов, не превышающей предельных значений (на участках  $Am$  и  $nB$ ), сплавы кристаллизуются аналогично сплавам твердым растворам с неограниченной растворимостью, см кривую охлаждения сплава I на рис. 5.5 б. При концентрации компонентов, превышающей предельные значения (на участке  $dcf$ ), сплавы кристаллизуются аналогично сплавам механическим смесям, см. кривую охлаждения сплава II на рис. 5.5 б.

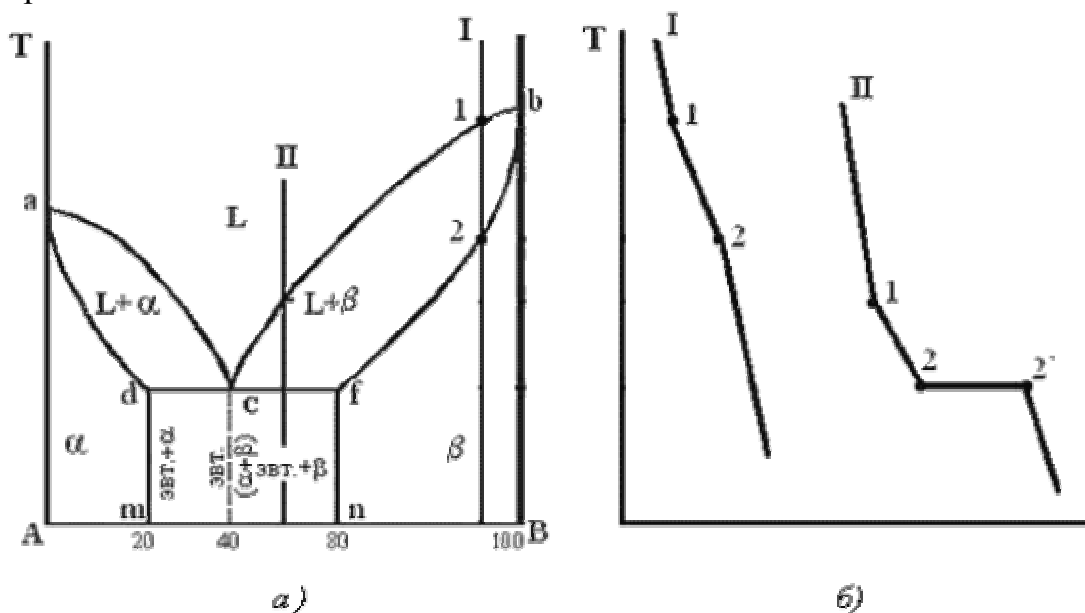


Рис. 5.5 Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии (а) и кривые охлаждения типичных сплавов (б)

Сплав с концентрацией компонентов, соответствующей точке с, является эвтектическим сплавом. Сплав состоит из мелкодисперсных кристаллов твердых растворов  $\alpha$  и  $\beta$ , эвт. (кр. тв. р-ра  $\alpha$  + кр. тв. р-ра  $\beta$ )

Кристаллы компонентов в чистом виде ни в одном из сплавов не присутствуют.

### Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых образуют хими-

## ческие соединения.

Диаграмма состояния сплавов представлена на рис. 5.6.

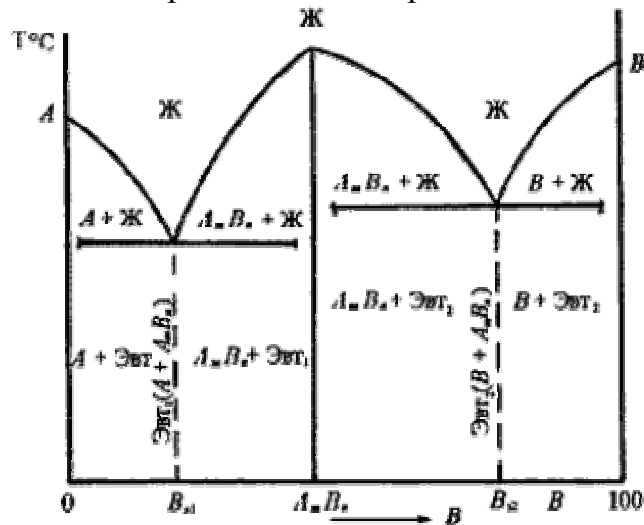


Рис. 5.6. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых образуют химические соединения

Диаграмма состояния сложная, состоит из нескольких простых диаграмм. Число компонентов и количество диаграмм зависит от того, сколько химических соединений образуют основные компоненты системы.

Число фаз и вид простых диаграмм определяются характером взаимодействия между компонентами.

Эвт<sub>1</sub> (кр. A + кр. A<sub>m</sub>B<sub>n</sub>);

Эвт<sub>2</sub> (кр. B + кр. A<sub>m</sub>B<sub>n</sub>).

## Диаграмма состояния сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии (переменная растворимость)

Диаграмма состояния представлена на рис. 5.7.

По внешнему виду диаграмма похожа на диаграмму состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии. Отличие в том, что линии предельной растворимости компонентов не перпендикулярны оси концентрации. Появляются области, в которых из однородных твердых растворов при понижении температуры выделяются вторичные фазы.

На диаграмме:

- df – линия переменной предельной растворимости компонента B в компоненте A;
- ek – линия переменной предельной растворимости компонента A в компоненте B.

Кривая охлаждения сплава I представлена на рис. 5.7 б.



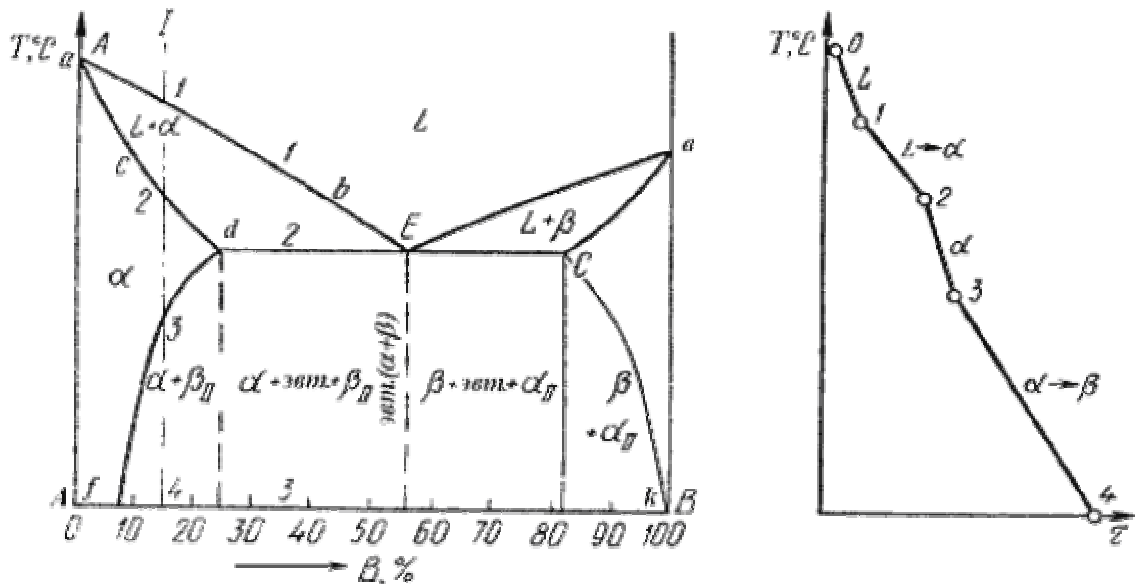


Рис. 5.7. Диаграмма состояния сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии (а) и кривая охлаждения сплава (б)

*Процесс кристаллизации сплава I:* до точки 1 охлаждается сплав в жидком состоянии. При температуре, соответствующей точке 1, начинают образовываться центры кристаллизации твердого раствора  $\alpha$ . На участке 1–2 идет процесс кристаллизации, протекающий при понижающейся температуре. При достижении температуры соответствующей точке 2, сплав затвердевает, при дальнейшем понижении температуры охлаждается сплав в твердом состоянии, состоящий из однородных кристаллов твердого раствора  $\alpha$ . При достижении температуры, соответствующей точке 3, твердый раствор  $\alpha$  оказывается насыщенным компонентом В, при более низких температурах растворимость второго компонента уменьшается, поэтому из  $\alpha$ -раствора начинает выделяться избыточный компонент в виде кристаллов  $\beta_{II}$ . За точкой 3 сплав состоит из двух фаз: кристаллов твердого раствора  $\alpha$  и вторичных кристаллов твердого раствора  $\beta_{II}$ .

### Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния

Так как вид диаграммы, также как и свойства сплава, зависит от того, какие соединения или какие фазы образовали компоненты сплава, то между ними должна существовать определенная связь. Эта зависимость установлена Курнаковым, (см. рис. 5.8.).

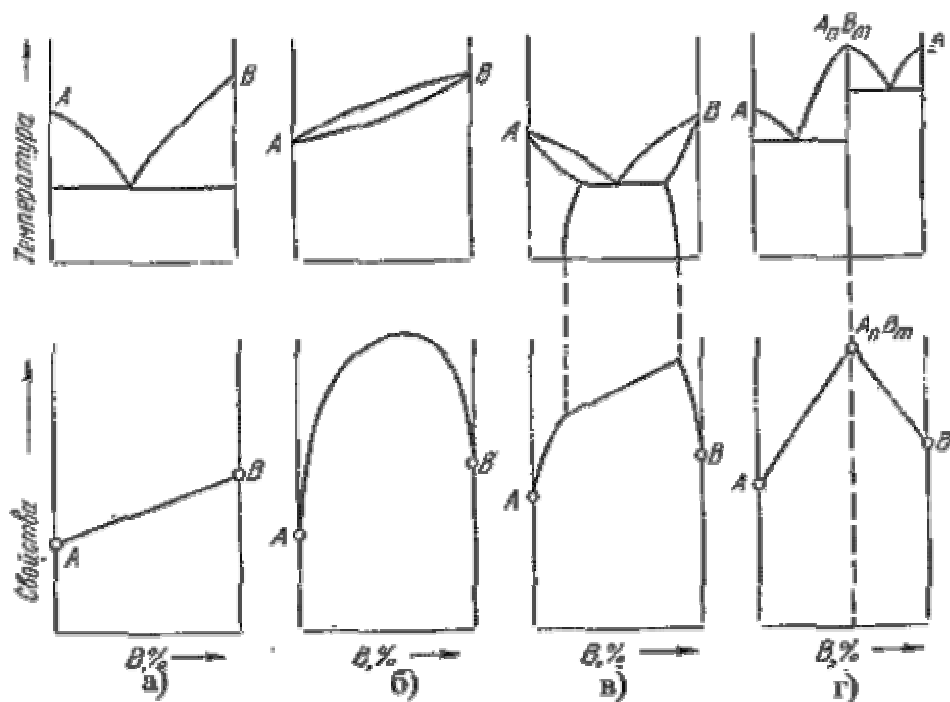


Рис. 5.8. Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния

1. При образовании механических смесей свойства изменяются по линейному закону. Значения характеристик свойств сплава находятся в интервале между характеристиками чистых компонентов.

2. При образовании твердых растворов с неограниченной растворимостью свойства сплавов изменяются по криволинейной зависимости, причем некоторые свойства, например, электросопротивление, могут значительно отличаться от свойств компонентов.

3. При образовании твердых растворов с ограниченной растворимостью свойства в интервале концентраций, отвечающих однофазным твердым растворам, изменяются по криволинейному закону, а в двухфазной области – по линейному закону. Причем крайние точки на прямой являются свойствами чистых фаз, предельно насыщенных твердых растворов, образующих данную смесь.

4. При образовании химических соединений концентрация химического соединения отвечает максимуму на кривой. Эта точка перелома, соответствующая химическому соединению, называется сингулярной точкой.

## Лекция 6

### Нагрузки, напряжения и деформации. Механические свойства.

1. Физическая природа деформации металлов.
2. Природа пластической деформации.
3. Дислокационный механизм пластической деформации.
4. Разрушение металлов.
5. Механические свойства и способы определения их количественных характеристик

### Физическая природа деформации металлов

*Деформацией* называется изменение формы и размеров тела под действием напряжений.

*Напряжение* – сила, действующая на единицу площади сечения детали.

Напряжения и вызываемые ими деформации могут возникать при действии на тело внешних сил растяжения, сжатия и т.д., а также в результате фазовых (структурных) превращений, усадки и других физико-химических процессов, протекающих в металлах, и связанных с изменением объема.

Металл, находящийся в напряженном состоянии, при любом виде нагружения всегда испытывает напряжения нормальные и касательные (рис. 6.1.).

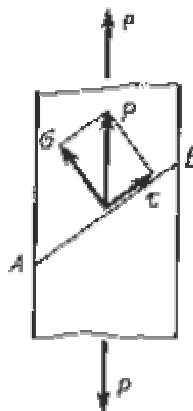


Рис.6.1. Схема возникновения нормальных и касательных напряжений в металле при его нагружении

Рост нормальных и касательных напряжений приводит к разным последствиям. Рост нормальных напряжений приводит к хрупкому разрушению. Пластическую деформацию вызывают касательные напряжения.

Деформация металла под действием напряжений может быть упругой и пластической.

*Упругой* называется деформация, полностью исчезающая после снятия вызывающих ее напряжений.

При упругом деформировании изменяются расстояния между атомами металла в кристаллической решетке. Снятие нагрузки устраняет причину, вызвавшую изменение межатомного расстояния, атомы становятся на прежние места, и деформация исчезает.

Упругая деформация на диаграмме деформации характеризуется линией  $OA$  (рис.6.2.).

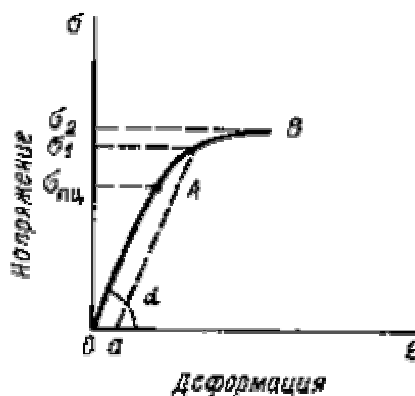


Рис.6.2. Диаграмма зависимости деформации металла  $\epsilon$  от действующих напряжений  $\sigma$

Если нормальные напряжения достигают значения сил межатомных связей, то наблюдается хрупкое разрушение путем отрыва (рис.6.3.)

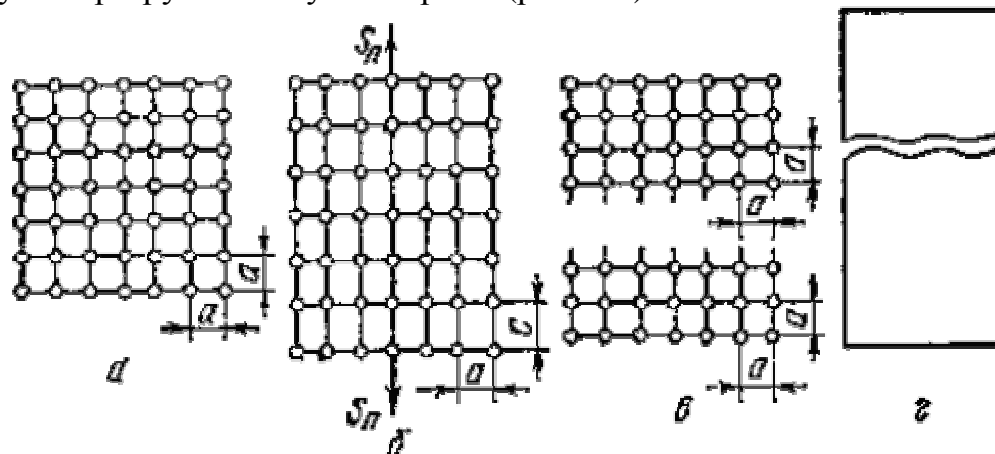


Рис.6.3. Схема упругой деформации и хрупкого разрушения под действием упругих напряжений  $a$  – ненапряженная решетка металла;  $b$  – упругая деформация;  $в, з$  – хрупкое разрушение в результате отрыва

Зависимость между упругой деформацией  $\epsilon$  и напряжением  $\sigma$  выражается законом Гука

$$\sigma = E \cdot \epsilon$$

где:  $E$  - модуль упругости.

Модуль упругости является важнейшей характеристикой упругих свойств металла. По физической природе величина модуля упругости рассматривается как мера прочности связей между атомами в твердом теле.

Эта механическая характеристика структурно нечувствительна, т. е. термическая обработка или другие способы изменения структуры не изменяют модуля упругости, а повышение температуры, изменяющее межатомные расстояния, снижает модуль упругости.

*Пластической* или *остаточной* называется деформация после прекращения действия вызвавших ее напряжений.

При пластическом деформировании одна часть кристалла перемещается по отношению к другой под действием касательных напряжений. При снятии нагрузок сдвиг остается, т.е. происходит пластическая деформация (рис.6.4 )

В результате развития пластической деформации может произойти вязкое разрушение путем сдвига.

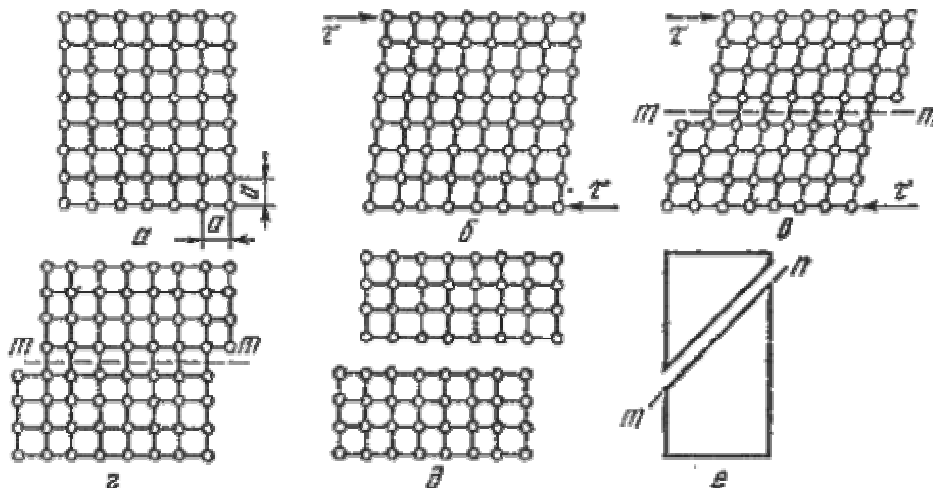


Рис.6.4. Схема пластической деформации и вязкого разрушения под действием касательных

напряжений  $a$  – ненапряженная решетка;  $b$  – упругая деформация;  $c$  – упругая и пластическая деформация;  $d$ ,  $e$  – пластическая деформация;  $d$ ,  $e$  – пластичное (вязкое) разрушение в результате среза

## Природа пластической деформации

Металлы и сплавы в твердом состоянии имеют кристаллическое строение, и характер их деформации зависит от типа кристаллической структуры и от наличия несовершенств в этой структуре.

Рассмотрим пластическую деформацию в монокристалле.

Пластическая деформация может протекать под действием касательных напряжений и может осуществляться двумя способами.

1. Трансляционное скольжение по плоскостям (рис. 6.5 а). Одни слои атомов кристалла скользят по другим слоям, причем они перемещаются на дискретную величину, равную целому числу межатомных расстояний.

В промежутках между полосами скольжения деформация не происходит. Твердое тело не изменяет своего кристаллического строения во время пластической деформации и расположение атомов в элементарных ячейках сохраняется

Плоскостями скольжения являются кристаллографические плоскости с наиболее плотной упаковкой атомов.

Это наиболее характерный вид деформации при обработке давлением.

2. Двойникование – поворот одной части кристалла в положение симметричное другой его части. Плоскостью симметрии является плоскость двойникования (рис. 6.5 б).

Двойникование чаще возникает при пластической деформации кристаллов с объемно-центрированной и гексагональной решеткой, причем с повышением скорости деформации и понижением температуры склонность к двойникованию возрастает.

Двойникование может возникать не только в результате действия внешних сил, но и в результате отжига пластически деформированного тела. Это характерно для металлов с гранецентрированной кубической решеткой (медь, латунь). Двойникованием можно достичь незначительной степени деформации.

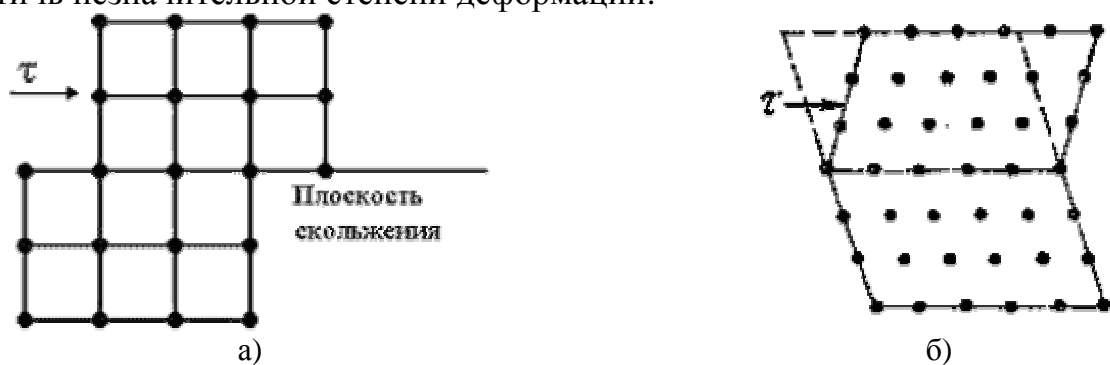


Рис.6.5. Схемы пластической деформации различными способами: а – скольжением; б – двойникованием

## Дислокационный механизм пластической деформации

Пластическая деформация происходит в результате скольжения или двойникования. Ранее предполагали, что при скольжении одна часть кристалла сдвигается относительно другой части на целое число периодов как единое целое. Необходимое для этого напряжение получается на несколько порядков выше действительного сдвигового на-

пряжения.

Для железа теоретическое значение сдвигового напряжения  $\tau_{теор} = 13300$  МПа,  $\tau_{реал} = 20$ .

В основу современной теории пластической деформации взяты следующие положения:

- скольжение распространяется по плоскости сдвига последовательно, а не одновременно;
- скольжение начинается от мест нарушений кристаллической решетки, которые возникают в кристалле при его нагружении.

Схема механизма деформации представлена на рис.6.6 а.

В равновесном состоянии дислокация неподвижна. Под действием напряжения экстраплоскость смещается справа налево при незначительном перемещении атомов. Нижняя часть плоскости P'S (SR) сместится вправо и совместится с нижним краем экстра- плоскости PQ.

QR- остаточная деформация.

При дальнейшем движении дислокация пройдет всю плоскость скольжения и выйдет на поверхность зерна. При этом верхняя часть зерна сдвинута относительно нижней на один межатомный период решетки (рис. 6.6 б).

При каждом перемещении дислокации на один шаг необходимо разорвать связь только между двумя рядами атомов в плоскости P'S, а не между всеми атомами, расположенными выше и ниже плоскости скольжения. Необходимое сдвиговое напряжение при этом мало, равно практически действительному..

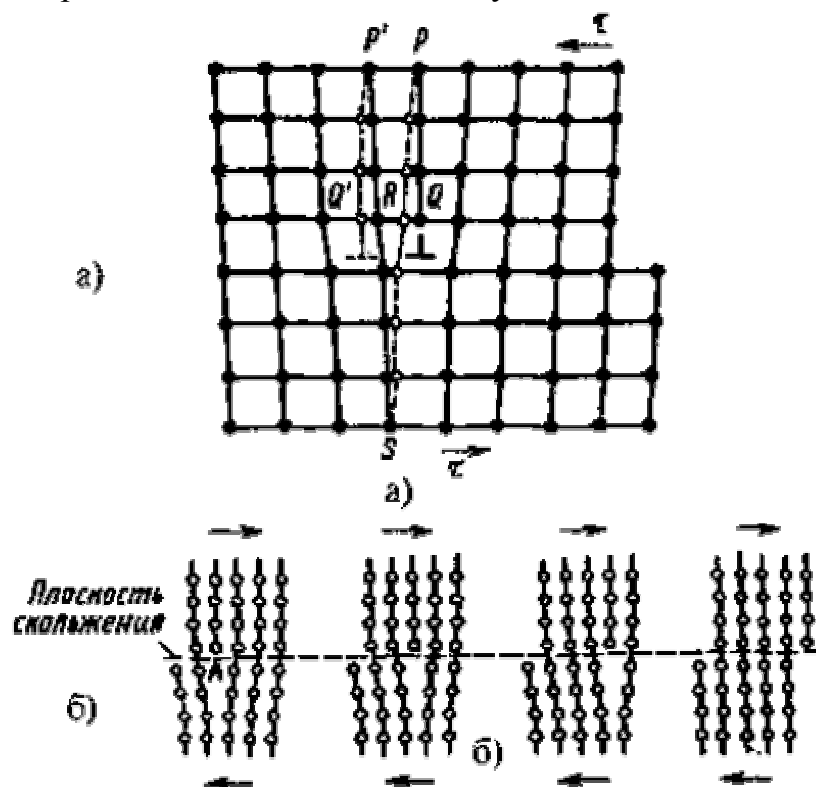


Рис. 6.6. Схема дислокационного механизма пластической деформации а – перемещение атомов при движении краевой дислокации на одно межатомное расстояние; б – перемещение дислокации через весь кристалл

## Разрушение металлов

Процесс деформации при достижении высоких напряжений завершается разрушением. Тела разрушаются по сечению не одновременно, а вследствие развития трещин. Разрушение включает три стадии: зарождение трещины, ее распространение через сечение, окончательное разрушение.

Различают хрупкое разрушение – отрыв одних слоев атомов от других под действием нормальных растягивающих напряжений. Отрыв не сопровождается предварительной деформацией. Механизм зарождения трещины одинаков – благодаря скоплению движущихся дислокаций перед препятствием (границы субзерен, фазовые границы), что приводит к концентрации напряжений, достаточной для образования трещины. Когда напряжения достигают определенного значения, размер трещины становится критическим и дальнейший рост осуществляется произвольно.

Для хрупкого разрушения характерна острая, часто ветвящаяся трещина. Величина зоны пластической деформации в устье трещины мала. Скорость распространения хрупкой трещины велика – близка к скорости звука (внезапное, катастрофическое разрушение). Энергоемкость хрупкого разрушения мала, а работа распространения трещины близка к нулю.

Различают транскристаллитное разрушение – трещина распространяется по телу зерна, интеркристаллитное – по границам зерен (всегда хрупкое).

Результатом хрупкого разрушения является блестящий светлый кристаллический излом с ручьистым строением. Хрупкая трещина распространяется по нескольким параллельным плоскостям. Плоскость излома перпендикулярна нормальным напряжениям.

Вязкое разрушение – путем среза под действием касательных напряжений. Ему всегда предшествует значительная пластическая деформация.

Трещина тупая раскрывающаяся. Величина пластической зоны впереди трещины велика. Малая скорость распространения трещины. Энергоемкость значительная, энергия расходуется на образование поверхностей раздела и на пластическую деформацию. Большая работа затрачивается на распространение трещины. Поверхность излома негладкая, рассеивает световые лучи, матовая (волокнустый) излом. Плоскость излома располагается под углом.

По излому можно определить характер разрушения.

## **Механические свойства и способы определения их количественных характеристик**

Основными механическими свойствами являются прочность, упругость, вязкость, твердость. Зная механические свойства, конструктор обоснованно выбирает соответствующий материал, обеспечивающий надежность и долговечность конструкций при их минимальной массе.

Механические свойства определяют поведение материала при деформации и разрушении от действия внешних нагрузок.

В зависимости от условий нагружения механические свойства могут определяться при:

1. статическом нагружении – нагрузка на образец возрастает медленно и плавно.
2. динамическом нагружении – нагрузка возрастает с большой скоростью, имеет ударный характер.

3. повторно, переменном или циклическом нагружении – нагрузка в процессе испытания многократно изменяется по величине или по величине и направлению.

Для получения сопоставимых результатов образцы и методика проведения механических испытаний регламентированы ГОСТами.

При статическом испытании на растяжение: ГОСТ 1497 получают характеристики прочности и пластичности.

*Прочность* – способность материала сопротивляться деформациям и разрушению.

Испытания проводятся на специальных машинах, которые записывают диаграмму растяжения, выражающую зависимость удлинения образца  $\Delta l$  (мм) от действующей нагрузки  $P$ , т.е.  $\Delta l = f(P)$ .

Но для получения данных по механическим свойствам перестраивают: зависимость относительного удлинения  $\Delta l$  от напряжения  $\sigma$

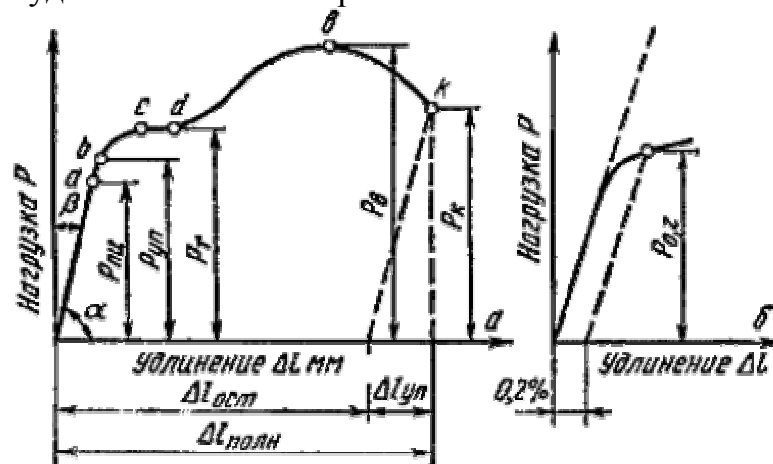


Рис. 6.7. Диаграмма растяжения: а – абсолютная, б – относительная; в – схема определения условного предела текучести

Проанализируем процессы, которые происходят в материале образца при увеличении нагрузки.

Участок  $oa$  на диаграмме соответствует упругой деформации материала, когда соблюдается закон Гука. Напряжение, соответствующее упругой предельной деформации в точке  $a$ , называется *пределом пропорциональности*.

Предел пропорциональности ( $\sigma_{пч}$ ) – максимальное напряжение, до которого сохраняется линейная зависимость между деформацией и напряжением.

$$\sigma_{пч} = \frac{P_{пч}}{F_0}$$

При напряжениях выше предела пропорциональности происходит равномерная пластическая деформация (удлинение или сужение сечения).

Каждому напряжению соответствует остаточное удлинение, которое получаем проведением из соответствующей точки диаграммы растяжения линии параллельной  $oa$ .

Так как практически невозможно установить точку перехода в неупругое состояние, то устанавливают *условный предел упругости*, – максимальное напряжение, до которого образец получает только упругую деформацию. Считают напряжение, при котором остаточная деформация очень мала (0,005...0,05%).

В обозначении указывается значение остаточной деформации ( $\sigma_{0,05}$ ).



$$\sigma_{0,05} = \frac{P_{0,05}}{F_0}$$

*Предел текучести* характеризует сопротивление материала небольшим пластическим деформациям.

В зависимости от природы материала используют физический или условный предел текучести.

*Физический предел текучести* ( $\sigma_m$ ) – это напряжение, при котором происходит увеличение деформации при постоянной нагрузке (наличие горизонтальной площадки на диаграмме растяжения). Используется для очень пластичных материалов.

$$\sigma_m = \frac{P_m}{F_0}$$

Но основная часть металлов и сплавов не имеет площадки текучести.

*Условный предел текучести* ( $\sigma_{0,2}$ ) – это напряжение вызывающее остаточную деформацию  $\delta = 0,2\%$

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}$$

Физический или условный предел текучести являются важными расчетными характеристиками материала. Действующие в детали напряжения должны быть ниже предела текучести.

Равномерная по всему объему пластическая деформация продолжается до значения предела прочности.

В точке *в* в наиболее слабом месте начинает образовываться шейка – сильное местное утомление образца.

*Предел прочности* ( $\sigma_s$ ) – напряжение, соответствующее максимальной нагрузке, которую выдерживает образец до разрушения (временное сопротивление разрыву).

$$\sigma_s = \frac{P_s}{F_0}$$

Образование шейки характерно для пластичных материалов, которые имеют диаграмму растяжения с максимумом.

Предел прочности характеризует прочность как сопротивления значительной равномерной пластической деформации. За точкой В, вследствие развития шейки, нагрузка падает и в точке С происходит разрушение.

*Истинное сопротивление разрушению* – это максимальное напряжение, которое выдерживает материал в момент, предшествующий разрушению образца (рис. 6.8).

$$\sigma_x = \frac{P_x}{F_x}$$

Истинное сопротивление разрушению значительно больше предела прочности, так как оно определяется относительно конечной площади поперечного сечения образца.

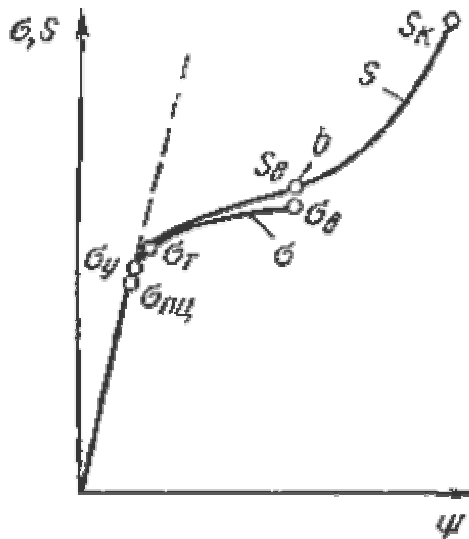


Рис. 6.8. Истинная диаграмма растяжения

$F_x$  - конечная площадь поперечного сечения образца.

Истинные напряжения  $S_i$  определяют как отношение нагрузки к площади поперечного сечения в данный момент времени.

$$S_i = \frac{P_i}{F_i}$$

При испытании на растяжение определяются и характеристики пластичности.

*Пластичность* — способность материала к пластической деформации, т.е. способность получать остаточное изменение формы и размеров без нарушения сплошности.

Это свойство используют при обработке металлов давлением.

Характеристики:

- относительное удлинения. ( $\delta$ )

$$\delta = \frac{l_x - l_0}{l_0} 100\% = \frac{\Delta l_{ост}}{l_0} 100\%$$

$l_0$  и  $l_x$  — начальная и конечная длина образца.

$\Delta l_{ост}$  — абсолютное удлинение образца, определяется измерением образца после разрыва.

- относительное сужение

$$\Psi = \frac{F_0 - F_x}{F_0} 100\%$$

$F_0$  - начальная площадь поперечного сечения

$F_x$  - площадь поперечного сечения в шейке после разрыва.

Относительное сужение более точно характеризует пластичность и служит технологической характеристикой при листовой штамповке.

Пластичные материалы более надежны в работе, т.к. для них меньше вероятность опасного хрупкого разрушения.

## Лекция 7

### Механические свойства (продолжение). Технологические и эксплуата-

## ЦИОННЫЕ СВОЙСТВА

1. Механические свойства и способы определения их количественных характеристик: твердость, вязкость, усталостная прочность
2. Твердость по Бринеллю (ГОСТ 9012)
3. Метод Роквелла ГОСТ 9013
4. Метод Виккерса
5. Метод царапания.
6. Динамический метод (по Шору)
7. Влияние температуры.
8. Способы оценки вязкости.
9. Оценка вязкости по виду излома.
10. Основные характеристики:
11. Технологические свойства
12. Эксплуатационные свойства

### Механические свойства и способы определения их количественных характеристик: твердость, вязкость, усталостная прочность

*Твердость* – это сопротивление материала проникновению в его поверхность стандартного тела (индентора), не деформирующегося при испытании.

Широкое распространение объясняется тем, что не требуются специальные образцы.

Это неразрушающий метод контроля. Основным методом оценки качества термической обработки изделия. О твердости судят либо по глубине проникновения индентора (метод Роквелла), либо по величине отпечатка от вдавливания (методы Бринелля, Виккерса, микротвердости).

Во всех случаях происходит пластическая деформация материала. Чем больше сопротивление материала пластической деформации, тем выше твердость.

Наибольшее распространение получили методы Бринелля, Роквелла, Виккерса и микротвердости. Схемы испытаний представлены на рис. 7.1.

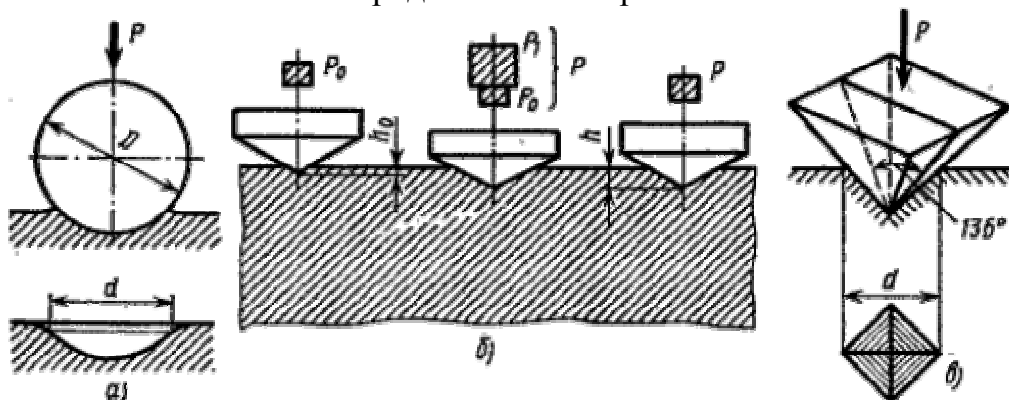


Рис. 7.1. Схемы определения твердости: а – по Бринеллю; б – по Роквеллу; в – по Виккерсу

### Твердость по Бринеллю (ГОСТ 9012)

Испытание проводят на твердомере Бринелля (рис.7.1 а)

В качестве индентора используется стальной закаленный шарик диаметром D 2,5;

5; 10 мм, в зависимости от толщины изделия.

Нагрузка  $P$ , в зависимости от диаметра шарика и измеряемой твердости: для термически обработанной стали и чугуна –  $P = 30D^2$ , литой бронзы и латуни –  $P = 10D^2$ , алюминия и других очень мягких металлов –  $P = 2,5D^2$ .

Продолжительность выдержки  $\tau$ : для стали и чугуна – 10 с, для латуни и бронзы – 30 с.

Полученный отпечаток измеряется в двух направлениях при помощи лупы Бригелля.

Твердость определяется как отношение приложенной нагрузки  $P$  к сферической поверхности отпечатка  $F$ :

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

Стандартными условиями являются  $D = 10$  мм;  $P = 3000$  кгс;  $\tau = 10$  с. В этом случае твердость по Бринеллю обозначается HB 250, в других случаях указываются условия: HB  $D / P / \tau$ , HB 5/ 250 /30 – 80.

### Метод Роквелла ГОСТ 9013

Основан на вдавливании в поверхность наконечника под определенной нагрузкой (рис. 7.1 б)

Индентор для мягких материалов (до HB 230) – стальной шарик диаметром 1/16” ( $\varnothing 1,6$  мм), для более твердых материалов – конус алмазный.

Нагружение осуществляется в два этапа. Сначала прикладывается предварительная нагрузка  $P_0$  (10 кгс) для плотного соприкосновения наконечника с образцом. Затем прикладывается основная нагрузка  $P_1$ , в течение некоторого времени действует общая рабочая нагрузка  $P$ . После снятия основной нагрузки определяют значение твердости по глубине остаточного вдавливания наконечника  $h$  под нагрузкой  $P_0$ .

В зависимости от природы материала используют три шкалы твердости (табл. 7.1)

Таблица 7.1. Шкалы для определения твердости по Роквеллу

Шкала	Обозначение	Индентор	Нагрузка, кг			Область применения
			P0	P1	P2	
A	HRA	Алмазный конус $\leq 1200$	10	50	60	Для особо твердых материалов
B	HRB	Стальной закаленный шарик $\varnothing 1/16''$	10	90	100	Для относительно мягких материалов
C	HRC	Алмазный конус $\leq 1200$	10	140	150	Для относительно твердых материалов

### Метод Виккерса

Твердость определяется по величине отпечатка (рис.7.1 в).

В качестве индентора используется алмазная четырехгранная пирамида с углом при вершине  $136^\circ$ .

Твердость рассчитывается как отношение приложенной нагрузки  $P$  к площади поверхности отпечатка  $F$ :

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2}$$

Нагрузка  $P$  составляет 5...100 кгс. Диагональ отпечатка  $d$  измеряется при помощи микроскопа, установленного на приборе.

Преимущество данного способа в том, что можно измерять твердость любых материалов, тонкие изделия, поверхностные слои. Высокая точность и чувствительность метода.

*Способ микротвердости* – для определения твердости отдельных структурных составляющих и фаз сплава, очень тонких поверхностных слоев (сотые доли миллиметра).

Аналогичен способу Виккерса. Индентор – пирамида меньших размеров, нагрузки при вдавливании  $P$  составляют 5...500 гс

$$H_{200} = 1,854 \frac{P}{d^2}$$

## Метод царапания

Алмазным конусом, пирамидой или шариком наносится царапина, которая является мерой. При нанесении царапин на другие материалы и сравнении их с мерой судят о твердости материала.

Можно нанести царапину шириной 10 мм под действием определенной нагрузки. Наблюдают за величиной нагрузки, которая дает эту ширину.

## Динамический метод (по Шору)

Шарик бросают на поверхность с заданной высоты, он отскакивает на определенную величину. Чем больше величина отскока, тем тверже материал.

В результате проведения динамических испытаний на ударный изгиб специальных образцов с надрезом (ГОСТ 9454) оценивается вязкость материалов и устанавливается их склонность к переходу из вязкого состояния в хрупкое.

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

Является энергетической характеристикой материала, выражается в единицах работы. Вязкость металлов и сплавов определяется их химическим составом, термической обработкой и другими внутренними факторами.

Также вязкость зависит от условий, в которых работает металл (температуры, скорости нагружения, наличия концентраторов напряжения).

## Влияние температуры

С повышением температуры вязкость увеличивается (см. рис. 7. 2).

Предел текучести  $S_m$  существенно изменяется с изменением температуры, а сопро-

тивление отрыву  $S_{от}$  не зависит от температуры. При температуре выше  $T_g$  предел текучести меньше сопротивления отрыву. При нагружении сначала имеет место пластическое деформирование, а потом – разрушение. Металл находится в вязком состоянии.

При температуре ниже  $T_n$  сопротивление отрыву меньше предела текучести. В этом случае металл разрушается без предварительной деформации, то есть находится в хрупком состоянии. Переход из вязкого состояния в хрупкое осуществляется в интервале температур  $T_n - T_g$ .

*Хладоломкостью* называется склонность металла к переходу в хрупкое состояние с понижением температуры.

Хладоломкими являются железо, вольфрам, цинк и другие металлы, имеющие объемноцентрированную кубическую и гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку.

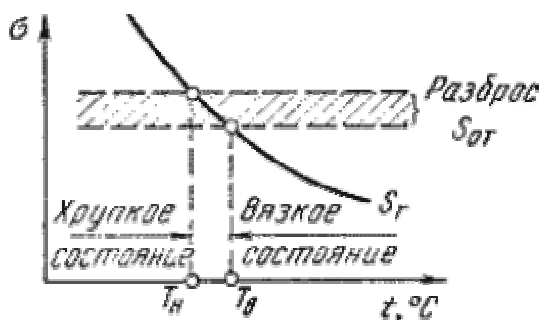


Рис. 7.2. Влияние температуры на пластичное и хрупкое состояние

### Способы оценки вязкости

Ударная вязкость характеризует надежность материала, его способность сопротивляться хрупкому разрушению

Испытание проводят на образцах с надрезами определенной формы и размеров. Образец устанавливают на опорах копра надрезом в сторону, противоположную удару ножа маятника, который поднимают на определенную высоту (рис. 7.3)

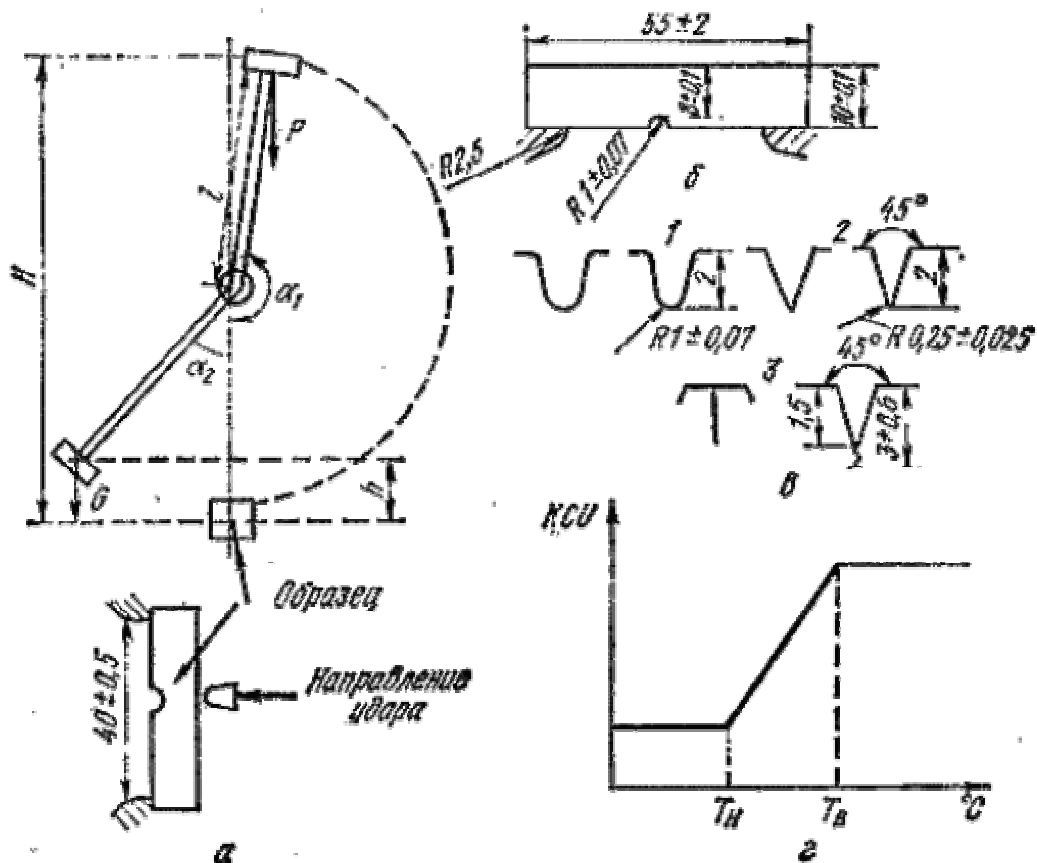


Рис.7.3. Схема испытания на ударную вязкость: а – схема маятничкового копра; б – стандартный образец с надрезом; в – виды концентраторов напряжений; г – зависимость вязкости от температуры

На разрушение образца затрачивается работа:

$$A = P(H - h)$$

где: P – вес маятника, H – высота подъема маятника до удара, h – высота подъема маятника после удара.

Характеристикой вязкости является *ударная вязкость* ( $a_u$ ), - удельная работа разрушения.

$$a_u = \frac{A}{F_0}$$

где:  $F_0$  - площадь поперечного сечения в месте надреза.

ГОСТ 9454 – 78 ударную вязкость обозначает KCV. KCU. KCT. KC – символ ударной вязкости, третий символ показывает вид надреза: острый (V), с радиусом закругления (U), трещина (T) (рис. 7.3 в)

Серийные испытания для оценки склонности металла к хладоломкости и определения критических порогов хладоломкости.

Испытывают серию образцов при различных температурах и строят кривые ударная вязкость – температура ( $a_u - T$ ) (рис. 7.3 г), определяя пороги хладоломкости.

Порог хладоломкости - температурный интервал изменения характера разрушения, является важным параметром конструкционной прочности. Чем ниже порог хладоломкости, тем менее чувствителен металл к концентраторам напряжений (резкие переходы, отверстия, риски), к скорости деформации.

### Оценка вязкости по виду излома

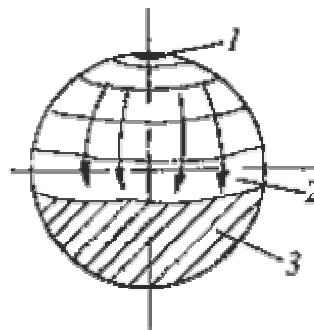
При вязком состоянии металла в изломе более 90 % волокон, за верхний порог хладоломкости  $T_6$  принимается температура, обеспечивающая такое состояние. При хрупком состоянии металла в изломе 10 % волокон, за нижний порог хладоломкости  $T_H$  принимается температура, обеспечивающая такое состояние. В технике за порог хладоломкости принимают температуру, при которой в изломе 50 % вязкой составляющей. Причем эта температура должна быть ниже температуры эксплуатации изделий не менее чем на 40°C.

Испытания на выносливость (ГОСТ 2860) дают характеристики усталостной прочности.

*Усталость* - разрушение материала при повторных знакопеременных напряжениях, величина которых не превышает предела текучести.

*Усталостная прочность* – способность материала сопротивляться усталости.

Процесс усталости состоит из трех этапов, соответствующие этим этапам зоны в изломе показаны на рис.7.4.



1 – образование трещины в наиболее нагруженной части сечения, которая подвергалась микродеформациям и получила максимальное упрочнение

2 – постепенное распространение трещины, гладкая притертая поверхность

3 – окончательное разрушение, зона “долома“, живое сечение уменьшается, а истинное напряжение увеличивается, пока не происходит разрушение хрупкое или вязкое

Рис 7.4. Схема зарождения и развития трещины при переменном изгибе круглого образца

Характеристики усталостной прочности определяются при циклических испытаниях “изгиб при вращении“. Схема представлена на рис. 7.5.



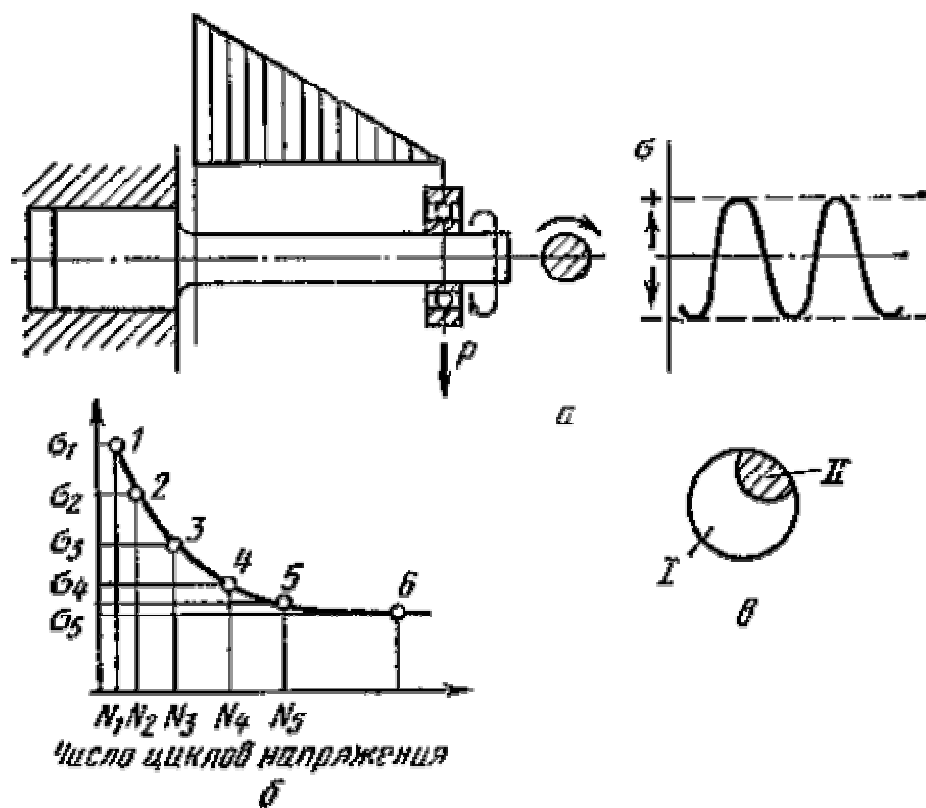


Рис. 7.5. Испытания на усталость (а), кривая усталости (б)

## Основные характеристики

*Предел выносливости* ( $\sigma_{-1}$  – при симметричном изменении нагрузки,  $\sigma_R$  – при несимметричном изменении нагрузки) – максимальное напряжение, выдерживаемое материалом за произвольно большое число циклов нагружения  $N$ .

*Ограниченный предел выносливости* – максимальное напряжение, выдерживаемое материалом за определенное число циклов нагружения или время.

*Живучесть* – разность между числом циклов до полного разрушения и числом циклов до появления усталостной трещины.

## Технологические свойства

*Технологические свойства* характеризуют способность материала подвергаться различным способам холодной и горячей обработки.

### 1. Литейные свойства.

Характеризуют способность материала к получению из него качественных отливок.

*Жидкотекучесть* – характеризует способность расплавленного металла заполнять литейную форму.

*Усадка (линейная и объемная)* – характеризует способность материала изменять свои линейные размеры и объем в процессе затвердевания и охлаждения. Для предупреждения линейной усадки при создании моделей используют нестандартные метры.

*Ликвация* – неоднородность химического состава по объему.

### 2. Способность материала к обработке давлением.

Это способность материала изменять размеры и форму под влиянием внешних на-

грузок не разрушаясь.

Она контролируется в результате технологических испытаний, проводимых в условиях, максимально приближенных к производственным.

Листовой материал испытывают на перегиб и вытяжку сферической лунки. Проволоку испытывают на перегиб, скручивание, на навивание. Трубы испытывают на раздачу, сплющивание до определенной высоты и изгиб.

Критерием годности материала является отсутствие дефектов после испытания.

3. Свариваемость.

Это способность материала образовывать неразъемные соединения требуемого качества. Оценивается по качеству сварного шва.

4. Способность к обработке резанием.

Характеризует способность материала поддаваться обработке различным режущим инструментом. Оценивается по стойкости инструмента и по качеству поверхностного слоя.

### **Эксплуатационные свойства**

Эксплуатационные свойства характеризуют способность материала работать в конкретных условиях.

1. *Износостойкость* – способность материала сопротивляться поверхностному разрушению под действием внешнего трения.

2. *Коррозионная стойкость* – способность материала сопротивляться действию агрессивных кислотных, щелочных сред.

3. *Жаростойкость* – это способность материала сопротивляться окислению в газовой среде при высокой температуре.

4. *Жаропрочность* – это способность материала сохранять свои свойства при высоких температурах.

5. *Хладостойкость* – способность материала сохранять пластические свойства при отрицательных температурах.

6. *Антифрикционность* – способность материала прирабатываться к другому материалу.

Эти свойства определяются специальными испытаниями в зависимости от условий работы изделий.

При выборе материала для создания конструкции необходимо полностью учитывать механические, технологические и эксплуатационные свойства.

## **Лекция 8**

### **Конструкционная прочность материалов. Особенности деформации поликристаллических тел. Наклеп, возврат и рекристаллизация**

1. Конструкционная прочность материалов
2. Особенности деформации поликристаллических тел.
3. Влияние пластической деформации на структуру и свойства металла: наклеп
4. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла: возврат и рекристаллизация

## Конструкционная прочность материалов

В результате испытаний получают характеристики:

- силовые (предел пропорциональности, предел упругости, предел текучести, предел прочности, предел выносливости);
- деформационные (относительное удлинение, относительное сужение);
- энергетические (ударная вязкость).

Все они характеризуют общую прочность материала независимо от назначения, конструкции и условий эксплуатации. Высокое качество детали может быть достигнуто только при учете всех особенностей, которые имеют место в процессе работы детали, и которые определяют ее *конструкционную прочность*.

*Конструкционная прочность* – комплекс прочностных свойств, которые находятся в наибольшей корреляции со служебными свойствами данного изделия, обеспечивают длительную и надежную работу материала в условиях эксплуатации.

На конструкционную прочность влияют следующие факторы:

- конструкционные особенности детали (форма и размеры);
- механизмы различных видов разрушения детали;
- состояние материала в поверхностном слое детали;
- процессы, происходящие в поверхностном слое детали, приводящие к отказам при работе.

Необходимым условием создания качественных конструкций при экономном использовании материала является учет дополнительных критериев, влияющих на конструкционную прочность. Этими критериями являются *надежность* и *долговечность*.

*Надежность* – свойство изделий, выполнять заданные функции, сохраняя эксплуатационные показатели в заданных пределах в течение требуемого времени или сопротивление материала хрупкому разрушению.

Развитие хрупкого разрушения происходит при низких температурах, при наличии трещин, при повышенных остаточных напряжениях, а также при развитии усталостных процессов и коррозии.

Критериями, определяющими надежность, являются температурные пороги хладоломкости, сопротивление распространению трещин, ударная вязкость, характеристики пластичности, живучесть.

*Долговечность* – способность детали сохранять работоспособность до определенного состояния.

Долговечность определяется усталостью металла, процессами износа, коррозии и другими, которые вызывают постепенное разрушение и не влекут аварийных последствий, то есть условиями работы.

Критериями, определяющими долговечность, являются усталостная прочность, износостойкость, сопротивление коррозии, контактная прочность.

Общими принципами выбора критериев для оценки конструкционной прочности являются:

- аналогия вида напряженного состояния в испытываемых образцах и изделиях;
- аналогия условий испытания образцов и условий эксплуатации (температура, среда, порядок нагружения);
- аналогия характера разрушения и вида излома в образце и изделии.

## Особенности деформации поликристаллических тел

Рассмотрим холодную пластическую деформацию поликристалла. Пластическая деформация металлов и сплавов как тел поликристаллических, имеет некоторые особенности по сравнению с пластической деформацией монокристалла.

Деформация поликристаллического тела складывается из деформации отдельных зерен и деформации в приграничных объемах. Отдельные зерна деформируются скольжением и двойникованием, однако взаимная связь зерен и их множественность в поликристалле вносят свои особенности в механизм деформации.

Плоскости скольжения зерен произвольно ориентированны в пространстве, поэтому под влиянием внешних сил напряжения в плоскостях скольжения отдельных зерен будут различны. Деформация начинается в отдельных зернах, в плоскостях скольжения которых возникают максимальные касательные напряжения. Соседние зерна будут разворачиваться и постепенно вовлекаться в процесс деформации. Деформация приводит к изменению формы зерен: зерна получают форму, вытянутую в направлении наиболее интенсивного течения металла (поворачиваются осями наибольшей прочности вдоль направления деформации). Изменение структуры при деформации показано на рис. 8.1.

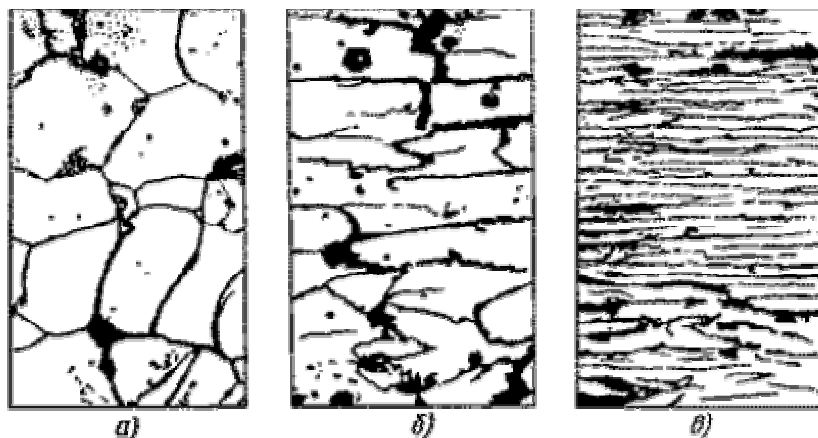


Рис. 8.1. Изменение структуры при деформации: а) до деформации; б) после обжатия на 35%; в) после обжатия на 90%.

Металл приобретает волокнистое строение. Волокна с вытянутыми вдоль них неметаллическими включениями являются причиной неодинаковости свойств вдоль и поперек волокон. Одновременно с изменением формы зерен в процессе пластической деформации происходит изменение ориентировки в пространстве их кристаллической решетки.

Когда кристаллические решетки большинства зерен получают одинаковую ориентировку, возникает *текстура деформации*.

### **Влияние пластической деформации на структуру и свойства металла: наклеп**

*Текстура деформации* создает кристаллическую анизотропию, при которой наибольшая разница свойств проявляется для направлений, расположенных под углом  $45^\circ$  друг к другу. С увеличением степени деформации характеристики пластичности (относительное удлинение, относительное сужение) и вязкости (ударная вязкость) уменьшаются, а прочностные характеристики (предел упругости, предел текучести, предел прочности) и твердость увеличиваются (рис. 8.2). Также повышается электросопротив-

ление, снижаются сопротивление коррозии, теплопроводность, магнитная проницаемость.

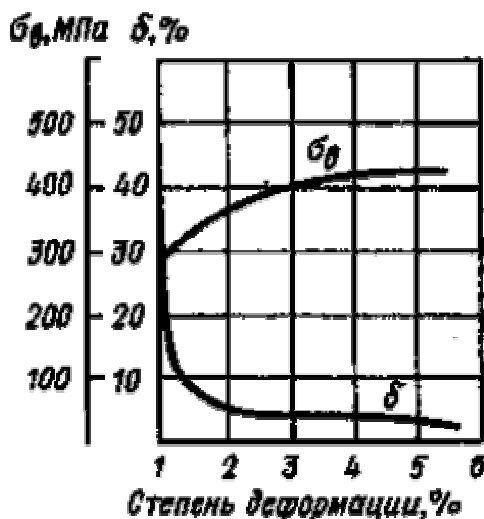


Рис.8.2. Влияние холодной пластической деформации на механические свойства металла

Совокупность явлений, связанных с изменением механических, физических и других свойств металлов в процессе пластической деформации называют *деформационным упрочнением* или *наклепом*.

Упрочнение при наклепе объясняется возрастанием на несколько порядков плотности дислокаций:

$$\rho = 10^6 \dots 10^8 \rightarrow 10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$$

Их свободное перемещение затрудняется взаимным влиянием, также торможением дислокаций в связи с измельчением блоков и зерен, искажениями решетки металлов, возникновением напряжений.

### **Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла: возврат и рекристаллизация**

Деформированный металл находится в неравновесном состоянии. Переход к равновесному состоянию связан с уменьшением искажений в кристаллической решетке, снятием напряжений, что определяется возможностью перемещения атомов.

При низких температурах подвижность атомов мала, поэтому состояние наклепа может сохраняться неограниченно долго.

При повышении температуры металла в процессе нагрева после пластической деформации диффузия атомов увеличивается и начинают действовать процессы разупрочнения, приводящие металл в более равновесное состояние – *возврат* и *рекристаллизация*.

*Возврат.* Небольшой нагрев вызывает ускорение движения атомов, снижение плотности дислокаций, устранение внутренних напряжений и восстановление кристаллической решетки

Процесс частичного разупрочнения и восстановления свойств называется *отдыхом* (первая стадия возврата). Имеет место при температуре

$$T = (0,25 \dots 0,3) T_{\text{кр.}}$$

Возврат уменьшает искажение кристаллической решетки, но не влияет на размеры и форму зерен и не препятствует образованию текстуры деформации.

*Полигонизация* – процесс деления зерен на части: фрагменты, полигоны в результате скольжения и переползания дислокаций.

При температурах возврата возможна группировка дислокаций одинаковых знаков в стенки, деление зерна малоугловыми границами (рис. 8.3).

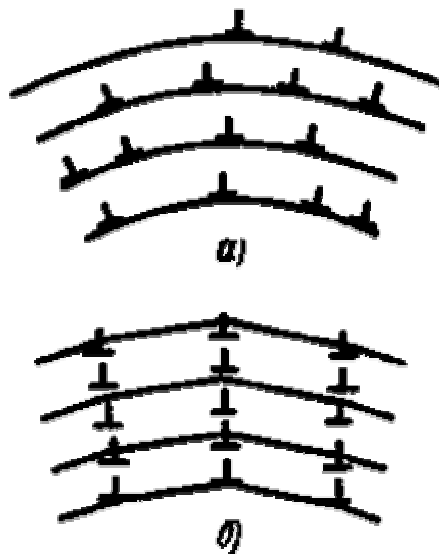


Рис. 8.3. Схема полигонизации: *а* – хаотическое расположение краевых дислокаций в деформированном металле; *б* – дислокационные стенки после полигонизации.

В полигонизированном состоянии кристалл обладает меньшей энергией, поэтому образование полигонов — процесс энергетически выгодный.

Процесс протекает при небольших степенях пластической деформации. В результате понижается прочность на (10...15) % и повышается пластичность (рис.8.4). Границы полигонов мигрируют в сторону большей объемной плотности дислокаций, присоединяя новые дислокации, благодаря чему углы разориентировки зерен увеличиваются (зерна аналогичны зернам, образующимся при рекристаллизации). Изменений в микроструктуре не наблюдается (рис.8.5 а). Температура начала полигонизации не является постоянной. Скорость процесса зависит от природы металла, содержания примесей, степени предшествующей деформации.

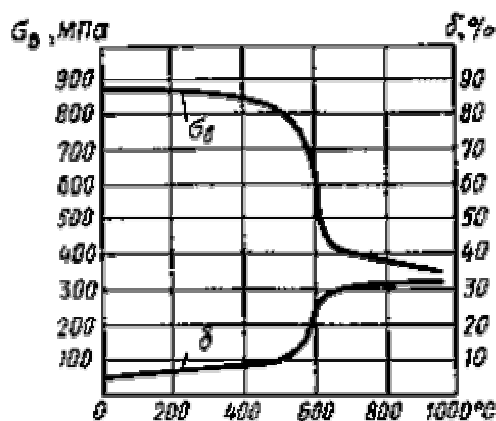


Рис. 8.4. Влияние нагрева деформированного металла на механические свойства

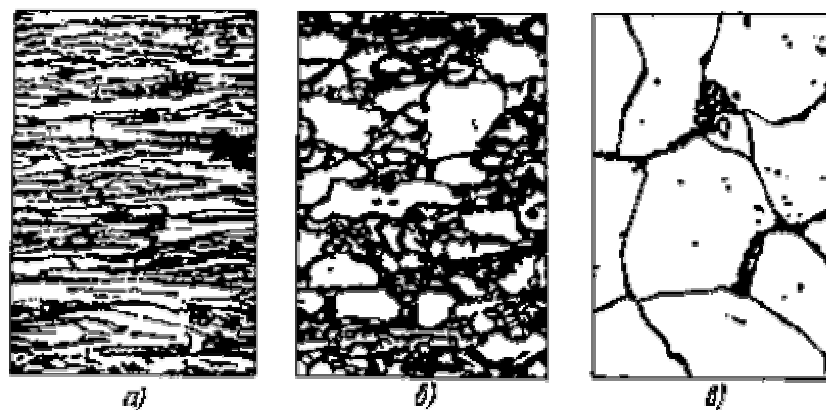


Рис. 8.5. Изменение структуры деформированного металла при нагреве

При нагреве до достаточно высоких температур подвижность атомов возрастает и происходит *рекристаллизация*.

*Рекристаллизация* – процесс зарождения и роста новых недеформированных зерен при нагреве наклепанного металла до определенной температуры.

Нагрев металла до температур рекристаллизации сопровождается резким изменением микроструктуры и свойств. Нагрев приводит к резкому снижению прочности при одновременном возрастании пластичности. Также снижается электросопротивление и повышается теплопроводность.

1 стадия – первичная рекристаллизация (обработки) заключается в образовании центров кристаллизации и росте новых равновесных зерен с неискаженной кристаллической решеткой. Новые зерна возникают у границ старых зерен и блоков, где решетка была наиболее искажена. Количество новых зерен постепенно увеличивается и в структуре не остается старых деформированных зерен.

Движущей силой первичной рекристаллизации является энергия, аккумулированная в наклепанном металле. Система стремится перейти в устойчивое состояние с неискаженной кристаллической решеткой.

2 стадия – собирательная рекристаллизация заключается в росте образовавшихся новых зерен.

Движущей силой является поверхностная энергия зерен. При мелких зернах поверхность раздела большая, поэтому имеется большой запас поверхностной энергии. При укрупнении зерен общая протяженность границ уменьшается, и система переходит в более равновесное состояние.

Температура начала рекристаллизации связана с температурой плавления

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

для металлов  $\alpha = 0,4$

для твердых растворов  $\alpha = 0,5...0,8$

для металлов высокой чистоты  $\alpha = 0,1...0,2$

На свойства металла большое влияние оказывает размер зерен, получившихся при рекристаллизации. В результате образования крупных зерен при нагреве до температуры  $t_1$  начинает понижаться прочность и, особенно значительно, пластичность металла.

Основными факторами, определяющими величину зерен металла при рекристаллизации, являются температура, продолжительность выдержки при нагреве и степень предварительной деформации (рис. 8.6).

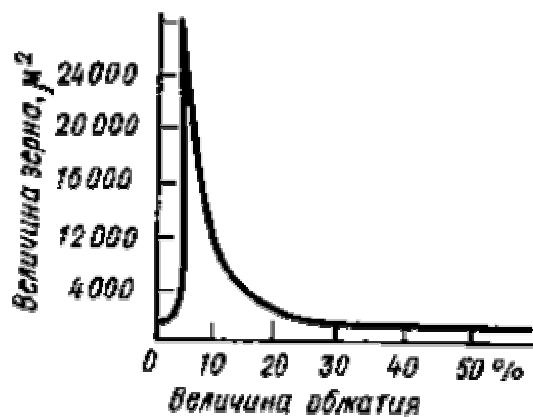


Рис. 8.6. Влияние предварительной степени деформации металла на величину зерна после рекристаллизации

С повышением температуры происходит укрупнение зерен, с увеличением времени выдержки зерна также укрупняются. Наиболее крупные зерна образуются после незначительной предварительной деформации 3...10 %. Такую деформацию называют *критической*. И такая деформация нежелательна перед проведением рекристаллизационного отжига.

Практически рекристаллизационный отжиг проводят для малоуглеродистых сталей при температуре 600...700°C, для латуней и бронз – 560...700°C, для алюминиевых сплавов – 350...450°C, для титановых сплавов – 550...750°C.

## Лекция 9

### Железоуглеродистые сплавы. Диаграмма состояния железо – углерод.

1. Структуры железоуглеродистых сплавов
2. Компоненты и фазы железоуглеродистых сплавов
3. Процессы при структурообразовании железоуглеродистых сплавов
4. Структуры железоуглеродистых сплавов

#### Структуры железоуглеродистых сплавов

Железоуглеродистые сплавы – стали и чугуны – важнейшие металлические сплавы современной техники. Производство чугуна и стали по объему превосходит производство всех других металлов вместе взятых более чем в десять раз.

Диаграмма состояния железо – углерод дает основное представление о строении железоуглеродистых сплавов – сталей и чугунов.

Начало изучению диаграммы железо – углерод положил Чернов Д.К. в 1868 году. Чернов впервые указал на существование в стали критических точек и на зависимость их положения от содержания углерода.

Диаграмма железо – углерод должна распространяться от железа до углерода. Железо образует с углеродом химическое соединение: цементит –  $Fe_3C$ . Каждое устойчивое химическое соединение можно рассматривать как компонент, а диаграмму – по частям. Так как на практике применяют металлические сплавы с содержанием углерода до 5%, то рассматриваем часть диаграммы состояния от железа до химического соеди-



нения цементита, содержащего 6,67% углерода.

Диаграмма состояния железо – цементит представлена на рис. 9.1.

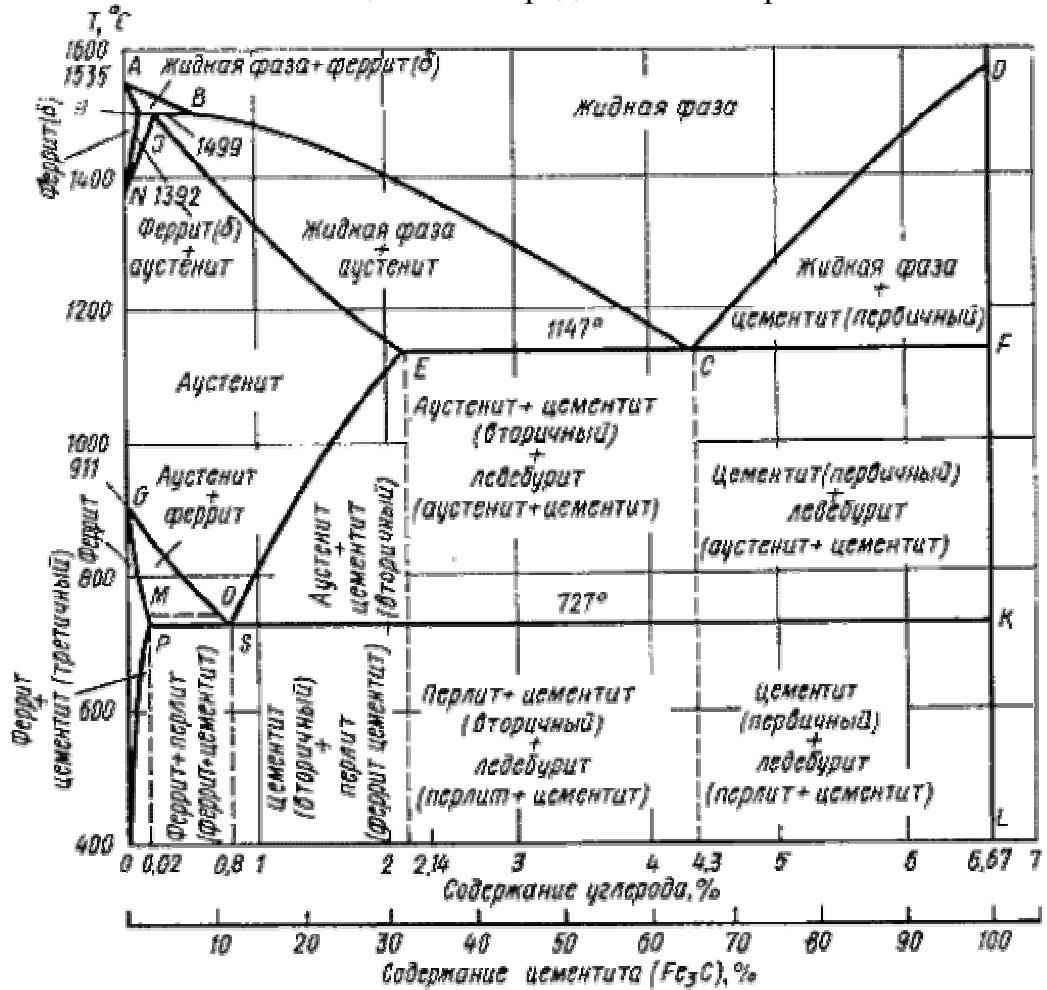


Рис. 9.1. Диаграмма состояния железо - цементит

### Компоненты и фазы железоуглеродистых сплавов

Компонентами железоуглеродистых сплавов являются железо, углерод и цементит.

1. Железо – переходный металл серебристо-светлого цвета. Имеет высокую температуру плавления –  $1539^{\circ}C \pm 5^{\circ}C$ .

В твердом состоянии железо может находиться в двух модификациях. Полиморфные превращения происходят при температурах  $911^{\circ}C$  и  $1392^{\circ}C$ . При температуре ниже  $911^{\circ}C$  существует  $Fe_{\alpha}$  с объемно-центрированной кубической решеткой. В интервале температур  $911...1392^{\circ}C$  устойчивым является  $Fe_{\gamma}$  с гранецентрированной кубической решеткой. Выше  $1392^{\circ}C$  железо имеет объемно-центрированную кубическую решетку и называется  $Fe_{\delta}$  или высокотемпературное  $Fe_{\alpha}$ . Высокотемпературная модификация  $Fe_{\delta}$  не представляет собой новой аллотропической формы. Критическую температуру  $911^{\circ}C$  превращения  $Fe_{\alpha} \leftrightarrow Fe_{\gamma}$  обозначают точкой  $A_3$ , а температуру  $1392^{\circ}C$  превращения  $Fe_{\delta} \leftrightarrow Fe_{\gamma}$  - точкой  $A_4$ .

При температуре ниже  $768^{\circ}C$  железо ферромагнитно, а выше – парамагнитно. Точка Кюри железа  $768^{\circ}C$  обозначается  $A_2$ .

Железо технической чистоты обладает невысокой твердостью (80 НВ) и прочно-

стью (предел прочности –  $\sigma_B = 250 \text{ МПа}$ , предел текучести –  $\sigma_T = 120 \text{ МПа}$ ) и высокими характеристиками пластичности (относительное удлинение –  $\delta = 50\%$ , а относительное сужение –  $\psi = 80\%$ ). Свойства могут изменяться в некоторых пределах в зависимости от величины зерна.

Железо характеризуется высоким модулем упругости, наличие которого проявляется и в сплавах на его основе, обеспечивая высокую жесткость деталей из этих сплавов.

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

2. Углерод относится к неметаллам. Обладает полиморфным превращением, в зависимости от условий образования существует в форме графита с гексагональной кристаллической решеткой (температура плавления –  $3500^\circ \text{C}$ , плотность –  $2,5 \text{ г/см}^3$ ) или в форме алмаза со сложной кубической решеткой с координационным числом равным четырем (температура плавления –  $5000^\circ \text{C}$ ).

В сплавах железа с углеродом углерод находится в состоянии твердого раствора с железом и в виде химического соединения – цементита ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), а также в свободном состоянии в виде графита (в серых чугунах).

3. Цементит ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) – химическое соединение железа с углеродом (карбид железа), содержит  $6,67\%$  углерода.

Аллотропических превращений не испытывает. Кристаллическая решетка цементита состоит из ряда октаэдров, оси которых наклонены друг к другу.

Температура плавления цементита точно не установлена ( $1250, 1550^\circ \text{C}$ ). При низких температурах цементит слабо ферромагнитен, магнитные свойства теряет при температуре около  $217^\circ \text{C}$ .

Цементит имеет высокую твердость (более  $800 \text{ НВ}$ , легко царапает стекло), но чрезвычайно низкую, практически нулевую, пластичность. Такие свойства являются следствием сложного строения кристаллической решетки.

Цементит способен образовывать твердые растворы замещения. Атомы углерода могут замещаться атомами неметаллов: азотом, кислородом; атомы железа – металлами: марганцем, хромом, вольфрамом и др. Такой твердый раствор на базе решетки цементита называется *легированным цементитом*.

Цементит – соединение неустойчивое и при определенных условиях распадается с образованием свободного углерода в виде графита. Этот процесс имеет важное практическое значение при структурообразовании чугунов.

В системе железо – углерод существуют следующие фазы: жидкая фаза, феррит, аустенит, цементит.

1. Жидкая фаза. В жидком состоянии железо хорошо растворяет углерод в любых пропорциях с образованием однородной жидкой фазы.

2. Феррит ( $\Phi$ )  $\text{Fe}_\alpha(\text{C})$  – твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железо.

Феррит имеет переменную предельную растворимость углерода: минимальную –  $0,006\%$  при комнатной температуре (точка  $Q$ ), максимальную –  $0,02\%$  при температуре  $727^\circ \text{C}$  (точка  $P$ ). Углерод располагается в дефектах решетки.

При температуре выше  $1392^\circ \text{C}$  существует высокотемпературный феррит ( $\delta$ ) ( $\text{Fe}_\delta(\text{C})$ ), с предельной растворимостью углерода  $0,1\%$  при температуре  $1499^\circ \text{C}$  (точка  $L$ ).

Свойства феррита близки к свойствам железа. Он мягок (твердость –  $130 \text{ НВ}$ , пре-

дел прочности –  $\sigma_B = 300 \text{ МПа}$ ) и пластичен (относительное удлинение –  $\delta = 30\%$ ), магнитен до  $768^\circ \text{ C}$ .

3. *Аустенит* ( $A$ )  $\text{Fe}_\gamma(\text{C})$  – твердый раствор внедрения углерода в  $\gamma$ -железо.

Углерод занимает место в центре гранецентрированной кубической ячейки.

Аустенит имеет переменную предельную растворимость углерода: минимальную –  $0,8\%$  при температуре  $727^\circ \text{ C}$  (точка  $S$ ), максимальную –  $2,14\%$  при температуре  $1147^\circ \text{ C}$  (точка  $E$ ).

Аустенит имеет твердость  $200...250 \text{ НВ}$ , пластичен (относительное удлинение –  $\delta = 40...50\%$ ), парамагнитен.

При растворении в аустените других элементов могут изменяться свойства и температурные границы существования.

4. *Цементит* – характеристика дана выше.

В железоуглеродистых сплавах присутствуют фазы: цементит первичный ( $Ц_I$ ), цементит вторичный ( $Ц_{II}$ ), цементит третичный ( $Ц_{III}$ ). Химические и физические свойства этих фаз одинаковы. Влияние на механические свойства сплавов оказывает различие в размерах, количестве и расположении этих выделений. Цементит первичный выделяется из жидкой фазы в виде крупных пластинчатых кристаллов. Цементит вторичный выделяется из аустенита и располагается в виде сетки вокруг зерен аустенита (при охлаждении – вокруг зерен перлита). Цементит третичный выделяется из феррита и в виде мелких включений располагается у границ ферритных зерен.

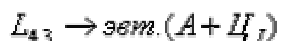
### Процессы при структурообразовании железоуглеродистых сплавов

Линия  $ABCD$  – ликвидус системы. На участке  $AB$  начинается кристаллизация феррита ( $\delta$ ), на участке  $BC$  начинается кристаллизация аустенита, на участке  $CD$  – кристаллизация цементита первичного.

Линия  $АНЕСС$  – линия солидус. На участке  $АН$  заканчивается кристаллизация феррита ( $\delta$ ). На линии  $НJB$  при постоянной температуре  $1499^\circ \text{C}$  идет перетектическое превращение, заключающееся в том, что жидкая фаза реагирует с ранее образовавшимися кристаллами феррита ( $\delta$ ), в результате чего образуется аустенит:



На участке  $JE$  заканчивается кристаллизация аустенита. На участке  $ЕСС$  при постоянной температуре  $1147^\circ \text{ C}$  идет эвтектическое превращение, заключающееся в том, что жидкость, содержащая  $4,3\%$  углерода превращается в эвтектическую смесь аустенита и цементита первичного:



Эвтектика системы железо – цементит называется ледебуритом ( $L$ ), по имени немецкого ученого Ледебура, содержит  $4,3\%$  углерода.

При температуре ниже  $727^\circ \text{ C}$  в состав ледебурита входят цементит первичный и перлит, его называют ледебурит превращенный ( $LП$ ).

По линии  $HN$  начинается превращение феррита ( $\delta$ ) в аустенит, обусловленное полиморфным превращением железа. По линии  $NJ$  превращение феррита ( $\delta$ ) в аустенит заканчивается.

По линии  $GS$  превращение аустенита в феррит, обусловленное полиморфным превращением железа. По линии  $PG$  превращение аустенита в феррит заканчивается.

По линии  $ES$  начинается выделение цементита вторичного из аустенита, обуслов-

ленное снижением растворимости углерода в аустените при понижении температуры.

По линии MO при постоянной температуре 768° С имеют место магнитные превращения.

По линии PSK при постоянной температуре 727° С идет эвтектоидное превращение, заключающееся в том, что аустенит, содержащий 0,8 % углерода, превращается в эвтектоидную смесь феррита и цементита вторичного:



По механизму данное превращение похоже на эвтектическое, но протекает в твердом состоянии.

Эвтектоид системы железо – цементит называется перлитом (П), содержит 0,8 % углерода.

Название получил за то, что на полированном и протравленном шлифе наблюдается перламутровый блеск.

Перлит может существовать в зернистой и пластинчатой форме, в зависимости от условий образования.

По линии PQ начинается выделение цементита третичного из феррита, обусловленное снижением растворимости углерода в феррите при понижении температуры.

Температуры, при которых происходят фазовые и структурные превращения в сплавах системы железо – цементит, т.е. критические точки, имеют условные обозначения.

Обозначаются буквой А (от французского arret – остановка):

A1 – линия PSK (7270С) – превращение П ↔ А;

A2 – линия MO (7680С, т. Кюри) – магнитные превращения;

A3 – линия GOS ( переменная температура, зависящая от содержания углерода в сплаве) – превращение Φ ↔ А;

A4 – линия NJ (переменная температура, зависящая от содержания углерода в сплаве) – превращение А ↔ Φ(δ);

Acm – линия SE (переменная температура, зависящая от содержания углерода в сплаве) – начало выделения цементита вторичного (иногда обозначается A3).

Так как при нагреве и охлаждении превращения совершаются при различных температурах, чтобы отличить эти процессы вводятся дополнительные обозначения. При нагреве добавляют букву с, т.е.  $A_{s1}$ , при охлаждении – букву r, т.е.  $A_{r1}$ .

## Структуры железоуглеродистых сплавов

Все сплавы системы железо – цементит по структурному признаку делят на две большие группы: стали и чугуны.

Особую группу составляют сплавы с содержанием углерода менее 0,02% (точка Р), их называют техническое железо. Микроструктуры сплавов представлены на рис.9.2. Структура таких сплавов после окончания кристаллизации состоит или из зерен феррита (рис.9.2 а), при содержании углерода менее 0,006 %, или из зерен феррита и кристаллов цементита третичного, расположенных по границам зерен феррита (рис.9.2.б), если содержание углерода от 0,006 до 0,02 %.



Рис.9.2. Микроструктуры технического железа: а – содержание углерода менее 0,006%; б – содержание углерода 0,006...0,02 %

Углеродистыми сталями называют сплавы железа с углеродом, содержащие 0,02...2,14 % углерода, заканчивающие кристаллизацию образованием аустенита.

Они обладают высокой пластичностью, особенно в аустенитном состоянии.

Структура сталей формируется в результате перекристаллизации аустенита. Микроструктуры сталей представлены на рис. 9.3.

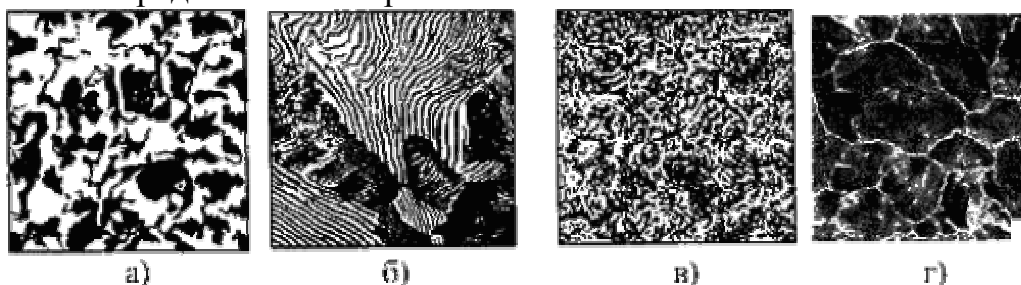


Рис. 9.3. Микроструктуры сталей: а – доэвтектоидная сталь ( $\Phi + \Pi$ ); б – эвтектоидная сталь (пластинчатый перлит); в – эвтектоидная сталь (зернистый перлит); г – заэвтектоидная сталь ( $\Pi + \text{Ц}_{\text{в}}$ ).

По содержанию углерода и по структуре стали подразделяются на доэвтектоидные ( $0,02\% < C < 0,8\%$ ), структура феррит + перлит ( $\Phi + \Pi$ ) (рис.9.3 а); эвтектоидные ( $C = 0,8\%$ ), структура перлит ( $\Pi$ ), перлит может быть пластинчатый или зернистый (рис. 9.3 б и 9.3 в); заэвтектоидные ( $0,8\% < C < 2,14\%$ ), структура перлит + цементит вторичный ( $\Pi + \text{Ц}_{\text{в}}$ ), цементитная сетка располагается вокруг зерен перлита.

По микроструктуре сплавов можно приблизительно определить количество углерода в составе сплава, учитывая следующее: количество углерода в перлите составляет 0,8 %, в цементите – 6,67 %. Ввиду малой растворимости углерода в феррите, принимается, что в нем углерода нет.

Сплавы железа с углеродом, содержащие углерода более 2,14 % (до 6,67 %), заканчивающие кристаллизацию образованием эвтектики (ледебурита), называют чугунами.

Наличие легкоплавкого ледебурита в структуре чугунов повышает их литейные свойства.

Чугуны, кристаллизующиеся в соответствии с диаграммой состояния железо – цементит, отличаются высокой хрупкостью. Цвет их излома – серебристо-белый. Такие чугуны называются белыми чугунами.

Микроструктуры белых чугунов представлены на рис. 9.4.

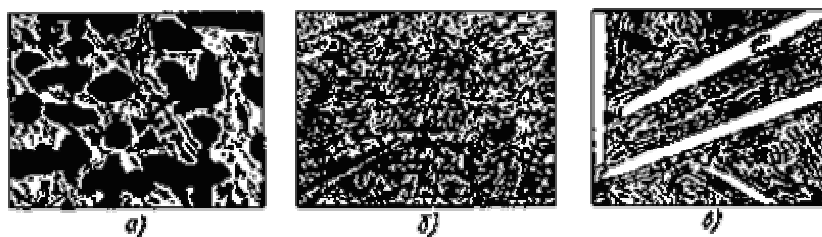


Рис. 9.4. Микроструктуры белых чугунов: а – доэвтектический белый чугун ( $\Pi + \text{Л} + \text{Ц}_{\text{в}}$ ); б – эвтектический белый чугун (Л); в – заэвтектический белый чугун ( $\text{Л} + \text{Ц}_{\text{п}}$ ).

По количеству углерода и по структуре белые чугуны подразделяются на: доэвтектические ( $2,14\% < C < 4,3\%$ ), структура перлит + ледеburит + цементит вторичный ( $\Pi + \text{Л} + \text{Ц}_{\text{в}}$ ); эвтектические ( $C = 4,3\%$ ), структура ледеburит (Л) (рис. 9.4 б); заэвтектические ( $4,3\% < C < 6,67\%$ ), структура ледеburит + цементит первичный ( $\text{Л} + \text{Ц}_{\text{п}}$ ) (рис. 9.4 в).

В структуре доэвтектических белых чугунов присутствует цементит вторичный, который образуется в результате изменения состава аустенита при охлаждении (по линии ES). В структуре цементит вторичный сливается с цементитом, входящим в состав ледеburита.

Фазовый состав сталей и чугунов при нормальных температурах один и тот же, они состоят из феррита и цементита. Однако свойства сталей и белых чугунов значительно различаются. Таким образом, основным фактором, определяющим свойства сплавов системы железо – цементит является их структура.

## Лекция 10

### Стали. Классификация и маркировка сталей.

1. Влияние углерода и примесей на свойства сталей
2. Влияние углерода.
3. Влияние примесей.
4. Назначение легирующих элементов.
5. Распределение легирующих элементов в стали.
6. Классификация и маркировка сталей
7. Классификация сталей
8. Маркировка сталей
9. Углеродистые стали обыкновенного качества (ГОСТ 380).
10. Качественные углеродистые стали
11. Качественные и высококачественные легированные стали
12. Легированные конструкционные стали
13. Легированные инструментальные стали
14. Быстрорежущие инструментальные стали
15. Шарикоподшипниковые стали

Стали являются наиболее распространенными материалами. Обладают хорошими технологическими свойствами. Изделия получают в результате обработки давлением и резанием.

Достоинством является возможность, получать нужный комплекс свойств, изме-

ная состав и вид обработки. Стали, подразделяют на углеродистые и легированные.

### **Влияние углерода и примесей на свойства сталей**

Углеродистые стали являются основными. Их свойства определяются количеством углерода и содержанием примесей, которые взаимодействуют с железом и углеродом.

#### **Влияние углерода.**

Влияние углерода на свойства сталей показано на рис. 10.1

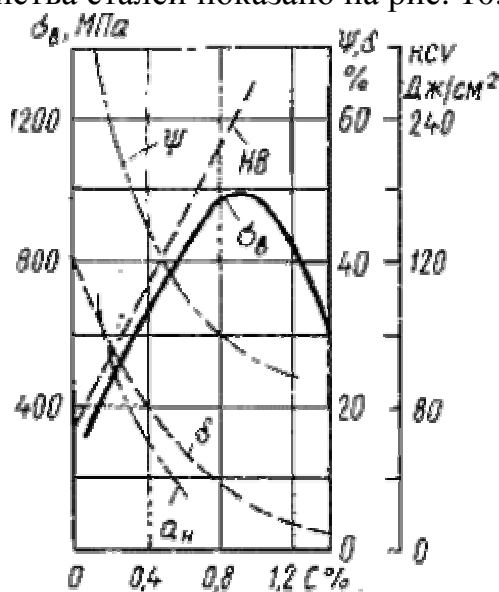


Рис.10.1. Влияние углерода на свойства сталей

С ростом содержания углерода в структуре стали увеличивается количество цементита, при одновременном снижении доли феррита. Изменение соотношения между составляющими приводит к уменьшению пластичности, а также к повышению прочности и твердости. Прочность повышается до содержания углерода около 1%, а затем она уменьшается, так как образуется грубая сетка цементита вторичного.

Углерод влияет на вязкие свойства. Увеличение содержания углерода повышает порог хладоломкости и снижает ударную вязкость.

Повышаются электросопротивление и коэрцитивная сила, снижаются магнитная проницаемость и плотность магнитной индукции.

Углерод оказывает влияние и на технологические свойства. Повышение содержания углерода ухудшает литейные свойства стали (используются стали с содержанием углерода до 0,4 %), обрабатываемость давлением и резанием, свариваемость. Следует учитывать, что стали с низким содержанием углерода также плохо обрабатываются резанием.

#### **Влияние примесей.**

В сталях всегда присутствуют примеси, которые делятся на четыре группы. 1. *Постоянные примеси*: кремний, марганец, сера, фосфор.

Марганец и кремний вводятся в процессе выплавки стали для раскисления, они являются технологическими примесями.

Содержание марганца не превышает  $0,5...0,8$  %. Марганец повышает прочность, не снижая пластичности, и резко снижает красноломкость стали, вызванную влиянием серы. Он способствует уменьшению содержания сульфида железа  $FeS$ , так как образует с серой соединение сульфид марганца  $MnS$ . Частицы сульфида марганца располагаются в виде отдельных включений, которые деформируются и оказываются вытянутыми вдоль направления прокатки.

Содержание кремния не превышает  $0,35...0,4$  %. Кремний, дегазируя металл, повышает плотность слитка. Кремний растворяется в феррите и повышает прочность стали, особенно повышается предел текучести,  $\sigma_{0,2}$ . Но наблюдается некоторое снижение пластичности, что снижает способность стали к вытяжке.

Содержание фосфора в стали  $0,025...0,045$  %. Фосфор, растворяясь в феррите, искажает кристаллическую решетку и увеличивает предел прочности  $\sigma_s$  и предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , но снижает пластичность и вязкость.

Располагаясь вблизи зерен, увеличивает температуру перехода в хрупкое состояние, вызывает хладоломкость, уменьшает работу распространения трещин. Повышение содержания фосфора на каждую  $0,01$  % повышает порог хладоломкости на  $20...25^\circ C$ .

Фосфор обладает склонностью к ликвации, поэтому в центре слитка отдельные участки имеют резко пониженную вязкость.

Для некоторых сталей возможно увеличение содержания фосфора до  $0,10...0,15$  %, для улучшения обрабатываемости резанием.

$S$  – уменьшается пластичность, свариваемость и коррозионная стойкость.  $P$  – искажает кристаллическую решетку.

Содержание серы в сталях составляет  $0,025...0,06$  %. Сера – вредная примесь, попадает в сталь из чугуна. При взаимодействии с железом образует химическое соединение – сульфид серы  $FeS$ , которое, в свою очередь, образует с железом легкоплавкую эвтектику с температурой плавления  $988^\circ C$ . При нагреве под прокатку или ковку эвтектика плавится, нарушаются связи между зернами. При деформации в местах расположения эвтектики возникают надрывы и трещины, заготовка разрушается – явление *красноломкости*.

*Красноломкость* – повышение хрупкости при высоких температурах

Сера снижает механические свойства, особенно ударную вязкость  $a_k$  и пластичность ( $\delta$  и  $\psi$ ), а так же предел выносливости. Она ухудшает свариваемость и коррозионную стойкость.

2. *Скрытые примеси* - газы (азот, кислород, водород) – попадают в сталь при выплавке.

Азот и кислород находятся в стали в виде хрупких неметаллических включений: окислов ( $FeO$ ,  $SiO_2$ ,  $Al_2O_3$ ) нитридов ( $Fe_2N$ ), в виде твердого раствора или в свободном состоянии, располагаясь в дефектах (раковинах, трещинах).

Примеси внедрения (азот  $N$ , кислород  $O$ ) повышают порог хладоломкости и снижают сопротивление хрупкому разрушению. Неметаллические включения (окислы, нитриды), являясь концентраторами напряжений, могут значительно понизить предел выносливости и вязкость.

Очень вредным является растворенный в стали водород, который значительно охрупчивает сталь. Он приводит к образованию в катанных заготовках и поковках *флокенов*.

*Флокены* – тонкие трещины овальной или округлой формы, имеющие в изломе вид



пятен – хлопьев серебристого цвета.

Металл с флокенами нельзя использовать в промышленности, при сварке образуются холодные трещины в наплавленном и основном металле.

Если водород находится в поверхностном слое, то он удаляется в результате нагрева при  $150...180^{\circ}$ , лучше в вакууме  $\sim 10^{-2}...10^{-3}$  мм рт. ст.

Для удаления скрытых примесей используют вакуумирование.

3. *Специальные примеси* – специально вводятся в сталь для получения заданных свойств. Примеси называются легирующими элементами, а стали – легированные сталями.

### **Назначение легирующих элементов**

Основным легирующим элементом является хром ( $0,8...1,2\%$ ). Он повышает прокаливаемость, способствует получению высокой и равномерной твердости стали. Порог хладоломкости хромистых сталей - ( $0...-100$ ) $^{\circ}$ C.

Дополнительные легирующие элементы.

Бор -  $0,003\%$ . Увеличивает прокаливаемость, а также повышает порог хладоломкости ( $+20...-60$ ) $^{\circ}$ C.

Марганец – увеличивает прокаливаемость, однако содействует росту зерна, и повышает порог хладоломкости до ( $+40...-60$ ) $^{\circ}$ C.

Титан ( $\sim 0,1\%$ ) вводят для измельчения зерна в хромомарганцевой стали.

Введение молибдена ( $0,15...0,46\%$ ) в хромистые стали увеличивает прокаливаемость, снижает порог хладоломкости до  $-20...-120$  $^{\circ}$ C. Молибден увеличивает статическую, динамическую и усталостную прочность стали, устраняет склонность к внутреннему окислению. Кроме того, молибден снижает склонность к отпускной хрупкости сталей, содержащих никель.

Ванадий в количестве ( $0,1...0,3$ ) % в хромистых сталях измельчает зерно и повышает прочность и вязкость.

Введение в хромистые стали никеля, значительно повышает прочность и прокаливаемость, понижает порог хладоломкости, но при этом повышает склонность к отпускной хрупкости (этот недостаток компенсируется введением в сталь молибдена). Хромоникелевые стали, обладают наилучшим комплексом свойств. Однако никель является дефицитным, и применение таких сталей ограничено.

Значительное количество никеля можно заменить медью, это не приводит к снижению вязкости.

При легировании хромомарганцевых сталей кремнием получают, стали – хромансиль ( $20ХГС$ ,  $30ХГСА$ ). Стали обладают хорошим сочетанием прочности и вязкости, хорошо свариваются, штампуются и обрабатываются резанием. Кремний повышает ударную вязкость и температурный запас вязкости.

Добавка свинца, кальция – улучшает обрабатываемость резанием. Применение упрочнения термической обработки улучшает комплекс механических свойств.

### **Распределение легирующих элементов в стали**

Легирующие элементы растворяются в основных фазах железоуглеродистых сплавов ( феррит, аустенит, цементит), или образуют специальные карбиды.

Растворение легирующих элементов в  $Fe_{\alpha}$  происходит в результате замещения

атомов железа атомами этих элементов. Эти атомы создают в решетке напряжения, которые вызывают изменение ее периода.

Изменение размеров решетки вызывает изменение свойств феррита – прочность повышается, пластичность уменьшается. Хром, молибден и вольфрам упрочняют меньше, чем никель, кремний и марганец. Молибден и вольфрам, а также кремний и марганец в определенных количествах, снижают вязкость.

В сталях карбиды образуются металлами, расположенными в таблице Менделеева левее железа (хром, ванадий, титан), которые имеют менее достроенную  $d$  – электронную полосу.

В процессе карбидообразования углерод отдает свои валентные электроны на заполнение  $d$  – электронной полосы атома металла, тогда как у металла валентные электроны образуют металлическую связь, обуславливающую металлические свойства карбидов.

При соотношении атомных радиусов углерода и металла более  $0,59$  образуются типичные химические соединения:  $Fe_3C$ ,  $Mn_3C$ ,  $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_7C_3$ ,  $Fe_3W_3C$  – которые имеют сложную кристаллическую решетку и при нагреве растворяются в аустените.

При соотношении атомных радиусов углерода и металла менее  $0,59$  образуются фазы внедрения:  $Mo_2C$ ,  $WC$ ,  $VC$ ,  $TiC$ ,  $TaC$ ,  $W_2C$  – которые имеют простую кристаллическую решетку и трудно растворяются в аустените.

Все карбиды обладают высокой твердостью и температурой плавления.

4. Случайные примеси.

## Классификация и маркировка сталей

### Классификация сталей

Стали классифицируются по множеству признаков.

1. По химическому составу: углеродистые и легированные.
2. По содержанию углерода:
  - низкоуглеродистые, с содержанием углерода до  $0,25\%$ ;
  - среднеуглеродистые, с содержанием углерода  $0,3...0,6\%$ ;
  - высокоуглеродистые, с содержанием углерода выше  $0,7\%$
3. По равновесной структуре: доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные.
4. По качеству. Количественным показателем качества является содержания вредных примесей: серы и фосфора:
  - $0,04 \leq S \leq 0,06\%$  ,  $0,04 \leq P \leq 0,08\%$  – углеродистые стали обыкновенного качества;
  - $P, S = 0,03...0,04\%$  – качественные стали;
  - $P, S \leq 0,03\%$  – высококачественные стали.
5. По способу выплавки:
  - в мартеновских печах;
  - в кислородных конверторах;
  - в электрических печах: электродуговых, индукционных и др.
6. По назначению:
  - конструкционные – применяются для изготовления деталей машин и механизмов;
  - инструментальные – применяются для изготовления различных инструментов;
  - специальные – стали с особыми свойствами: электротехнические, с особыми

магнитными свойствами и др.

## **Маркировка сталей**

Принято буквенно-цифровое обозначение сталей

### ***Углеродистые стали обыкновенного качества (ГОСТ 380).***

Стали содержат повышенное количество серы и фосфора

Маркируются Ст.2кп., БСт.3кп, ВСт.3пс, ВСт.4сп.

Ст – индекс данной группы стали. Цифры от 0 до 6 - это условный номер марки стали. С увеличением номера марки возрастает прочность и снижается пластичность стали. По гарантиям при поставке существует три группы сталей: А, Б и В. Для сталей группы А при поставке гарантируются механические свойства, в обозначении индекс группы А не указывается. Для сталей группы Б гарантируется химический состав. Для сталей группы В при поставке гарантируются и механические свойства, и химический состав.

Индексы кп, пс, сп указывают степень раскисленности стали: кп - кипящая, пс - полуспокойная, сп - спокойная.

### ***Качественные углеродистые стали***

Качественные стали поставляют с гарантированными механическими свойствами и химическим составом (группа В). Степень раскисленности, в основном, спокойная.

*Конструкционные качественные углеродистые стали* Маркируются двухзначным числом, указывающим среднее содержание углерода в сотых долях процента. Указывается степень раскисленности, если она отличается от спокойной.

Сталь 08 кп, сталь 10 пс, сталь 45.

Содержание углерода, соответственно, 0,08 %, 0,10 %, 0,45 %.

*Инструментальные качественные углеродистые стали* маркируются буквой У (углеродистая инструментальная сталь) и числом, указывающим содержание углерода в десятых долях процента.

Сталь У8, сталь У13.

Содержание углерода, соответственно, 0,8 % и 1,3 %

*Инструментальные высококачественные углеродистые стали.* Маркируются аналогично качественным инструментальным углеродистым сталям, только в конце марки ставят букву А, для обозначения высокого качества стали.

Сталь У10А.

### ***Качественные и высококачественные легированные стали***

Обозначение буквенно-цифровое. Легирующие элементы имеют условные обозначения, Обозначаются буквами русского алфавита.

Обозначения легирующих элементов:

Х – хром, Н – никель, М – молибден, В – вольфрам,

К – кобальт, Т – титан, А – азот ( указывается в середине марки),

Г – марганец, Д – медь, Ф – ванадий, С – кремний,

П – фосфор, Р – бор, Б – ниобий, Ц – цирконий,  
Ю – алюминий

### **Легированные конструкционные стали**

Сталь 15Х25Н19ВС2

В начале марки указывается двухзначное число, показывающее содержание углерода в сотых долях процента. Далее перечисляются легирующие элементы. Число, следующее за условным обозначением элемента, показывает его содержание в процентах,

Если число не стоит, то содержание элемента не превышает 1,5 %.

В указанной марке стали содержится 0,15 % углерода, 35% хрома, 19 % никеля, до 1,5% вольфрама, до 2 % кремния.

Для обозначения высококачественных легированных сталей в конце марки указывается символ А.

### **Легированные инструментальные стали**

Сталь 9ХС, сталь ХВГ.

В начале марки указывается однозначное число, показывающее содержание углерода в десятых долях процента. При содержании углерода более 1 %, число не указывается,

Далее перечисляются легирующие элементы, с указанием их содержания.

Некоторые стали имеют нестандартные обозначения.

### **Быстрорежущие инструментальные стали**

Сталь Р18

Р – индекс данной группы сталей (от rapid – скорость). Содержание углерода более 1%. Число показывает содержание основного легирующего элемента – вольфрама.

В указанной стали содержание вольфрама – 18 %.

Если стали содержат легирующие элемент, то их содержание указывается после обозначения соответствующего элемента.

### **Шарикоподшипниковые стали**

Сталь ШХ6, сталь ШХ15ГС

Ш – индекс данной группы сталей. Х – указывает на наличие в стали хрома. Последующее число показывает содержание хрома в десятых долях процента, в указанных сталях, соответственно, 0,6 % и 1,5 %. Также указываются входящие в состав стали легирующие элементы. Содержание углерода более 1 %.

## **Лекция 11.**

### **Чугуны. Диаграмма состояния железо – графит. Строение, свойства, классификация и маркировка серых чугунов**

1. Классификация чугунов
2. Диаграмма состояния железо – графит.

3. Процесс графитизации.
4. Строение, свойства, классификация и маркировка серых чугунов
5. Влияние состава чугуна на процесс графитизации.
6. Влияние графита на механические свойства отливок.
7. Положительные стороны наличия графита.
8. Серый чугун.
9. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом.
10. Ковкий чугун
11. Отбеленные и другие чугуны

## **Классификация чугунов**

Чугун отличается от стали: по составу – более высокое содержание углерода и примесей; по технологическим свойствам – более высокие литейные свойства, малая способность к пластической деформации, почти не используется в сварных конструкциях.

В зависимости от состояния углерода в чугуне различают:

- белый чугун – углерод в связанном состоянии в виде цементита, в изломе имеет белый цвет и металлический блеск;
- серый чугун – весь углерод или большая часть находится в свободном состоянии в виде графита, а в связанном состоянии находится не более 0,8 % углерода. Из-за большого количества графита его излом имеет серый цвет;
- половинчатый – часть углерода находится в свободном состоянии в форме графита, но не менее 2 % углерода находится в форме цементита. Мало используется в технике.

## **Диаграмма состояния железо – графит.**

В результате превращения углерод может не только химически взаимодействовать с железом, но и выделяться в элементарном состоянии в форме графита. Жидкая фаза, аустенит и феррит могут находиться в равновесии и с графитом.

Диаграмма состояния железо – графит показана штриховыми линиями на рис. 11.1. Линии диаграммы находятся выше линий диаграммы железо – цементит. Температуры эвтектического и эвтектоидного превращений, соответственно,  $1153^{\circ}\text{C}$  и  $738^{\circ}\text{C}$ . Точки *C*, *E*, *S* – сдвинуты влево, и находятся при концентрации углерода 4,24, 2,11 и 0,7 %, соответственно.

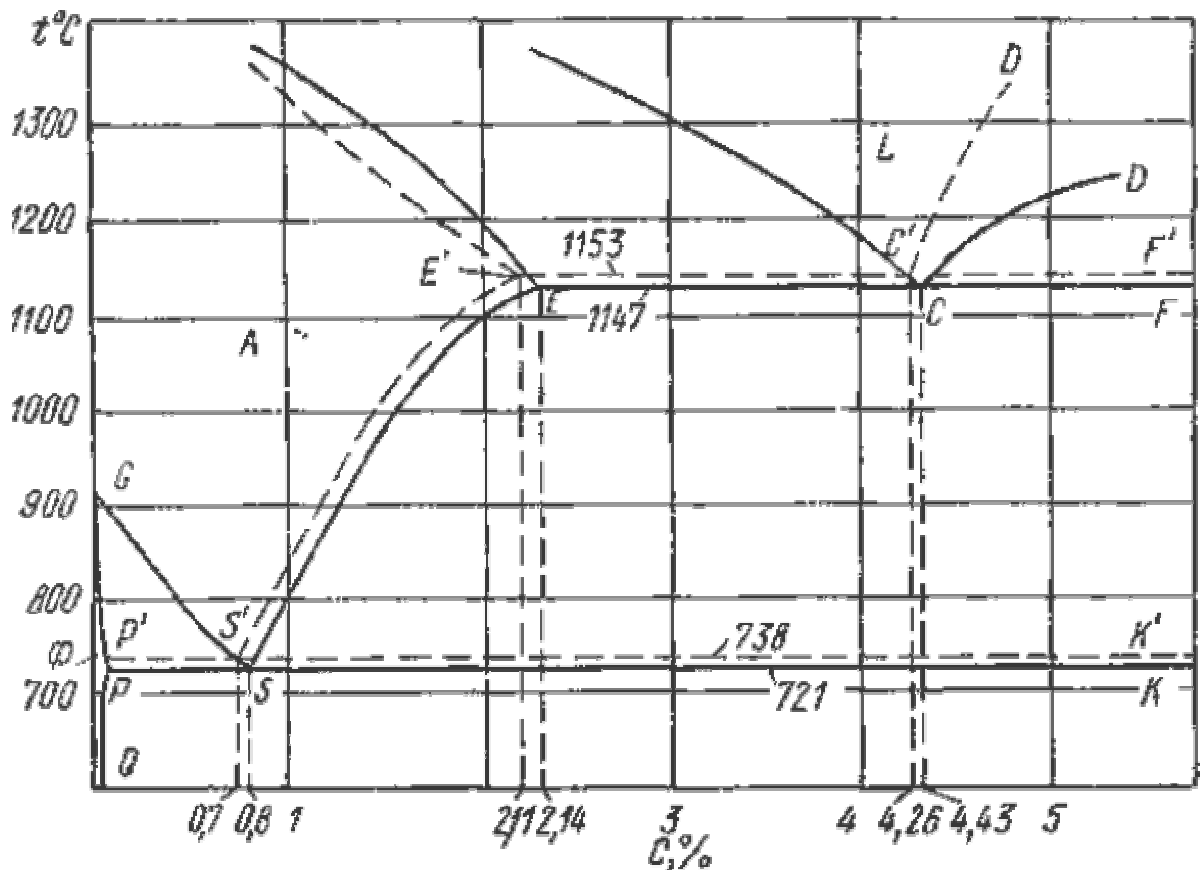


Рис.11.1. Диаграмма состояния железо – углерод: сплошные линии – цементитная система; пунктирные – графитная

При высоких температурах цементит разлагается с выделением графита, поэтому диаграмма состояния железо – цементит является метастабильной, а диаграмма железо – графит – стабильной. Процесс образования графита в сплавах железа с углеродом называется *графитизацией*.

### Процесс графитизации

Графит – это полиморфная модификация углерода. Так как графит содержит 100% углерода, а цементит – 6,67 %, то жидкая фаза и аустенит по составу более близки к цементиту, чем к графиту. Следовательно, образование цементита из жидкой фазы и аустенита должно протекать легче, чем графита.

С другой стороны, при нагреве цементит разлагается на железо и углерод. Следовательно, графит является более стабильной фазой, чем цементит.

Возможны два пути образования графита в чугунах.

1. При благоприятных условиях (наличие в жидкой фазе готовых центров кристаллизации графита и очень медленное охлаждение) происходит непосредственное образование графита из жидкой фазы.

2. При разложении ранее образовавшегося цементита. При температурах выше 738°С цементит разлагается на смесь аустенита и графита по схеме



При температурах ниже 738°С разложение цементита осуществляется по схеме:



При малых скоростях охлаждения степень разложения цементита больше.

Графитизацию из жидкой фазы, а также от распада цементита первичного и цементита, входящего в состав эвтектики, называют *первичной стадией графитизации*.

Выделение вторичного графита из аустенита называют *промежуточной стадией графитизации*.

Образование эвтектоидного графита, а также графита, образовавшегося в результате цементита, входящего в состав перлита, называют *вторичной стадией графитизации*.

Структура чугунов зависит от степени графитизации, т.е. от того, сколько углерода находится в связанном состоянии.

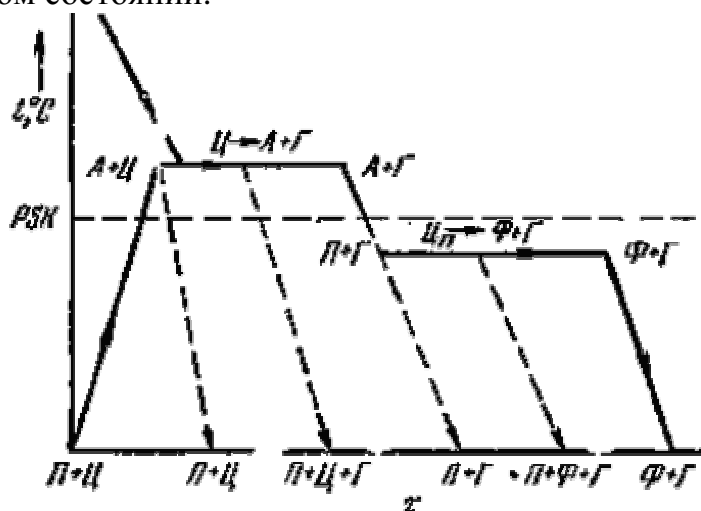


Рис. 11.2. Схема образования структур при графитизации

Выдержка при температуре больше  $738^{\circ}\text{C}$  приводит к графитизации избыточного нерастворившегося цементита. Если процесс завершить полностью, то при высокой температуре структура будет состоять из аустенита и графита, а после охлаждения – из перлита и графита.

При незавершенности процесса первичной графитизации, выше температуры  $738^{\circ}\text{C}$  структура состоит из аустенита, графита и цементита, а ниже этой температуры – из перлита, графита и цементита.

При переходе через критическую точку превращения аустенита в перлит, и выдержке при температуре ниже критической приведет к распаду цементита, входящего в состав перлита (вторичная графитизация). Если процесс завершен полностью то структура состоит из феррита и графита, при незавершенности процесса – из перлита, феррита и графита.

### Строение, свойства, классификация и маркировка серых чугунов

Из рассмотрения структур чугунов можно заключить, что их металлическая основа похожа на структуру эвтектоидной или доэвтектоидной стали или технического железа. Отличаются от стали только наличием графитовых включений, определяющих специальные свойства чугунов.

В зависимости от формы графита и условий его образования различают следующие группы чугунов: *серый* – с пластинчатым графитом; *высокопрочный* – с шаровидным графитом; *ковкий* – с хлопьевидным графитом.

Схемы микроструктур чугуна в зависимости от металлической основы и формы графитовых включений представлены на рис. 11.3

Металлическая основа	Класс чугуна		
	Серый А	Ковкий Б	Высокопрочный В
Феррит			
Феррит + Перлит			
Перлит			

Рис. 11.3. Схемы микроструктур чугуна в зависимости от металлической основы и формы графитовых включений

Наиболее широкое распространение получили чугуны с содержанием углерода 2,4...3,8%. Чем выше содержание углерода, тем больше образуется графита и тем ниже его механические свойства, следовательно, количество углерода не должно превышать 3,8 %. В то же время для обеспечения высоких литейных свойств (хорошей жидкотекучести) углерода должно быть не менее 2,4 %.

### **Влияние состава чугуна на процесс графитизации**

Углерод и кремний способствуют графитизации, марганец затрудняет графитизацию и способствует отбеливанию чугуна. Сера способствует отбеливанию чугуна и ухудшает литейные свойства, ее содержание ограничено – 0,08...0,12 %. Фосфор на процесс графитизации не влияет, но улучшает жидкотекучесть, Фосфор является в чугунах полезной примесью, его содержание – 0,3...0,8 %.

### **Влияние графита на механические свойства отливок**

Графитовые включения можно рассматривать как соответствующей формы пустоты в структуре чугуна. Около таких дефектов при нагружении концентрируются напряжения, значение которых тем больше, чем острее дефект. Отсюда следует, что графитовые включения пластинчатой формы в максимальной мере разупрочняют металл. Более благоприятна хлопьевидная форма, а оптимальной является шаровидная форма графита. Пластичность зависит от формы таким же образом. Относительное удлинение ( $\delta$ ) для серых чугунов составляет 0,5 %, для ковких – до 10 %, для высокопрочных – до 15%.

Наличие графита наиболее резко снижает сопротивление при жестких способах нагружения: удар; разрыв. Сопротивление сжатию снижается мало.



## **Положительные стороны наличия графита**

- графит улучшает обрабатываемость резанием, так как образуется ломкая стружка;
- чугун имеет лучшие антифрикционные свойства, по сравнению со сталью, так как наличие графита обеспечивает дополнительную смазку поверхностей трения;
- из-за микропустот, заполненных графитом, чугун хорошо гасит вибрации и имеет повышенную циклическую вязкость;
- детали из чугуна не чувствительны к внешним концентраторам напряжений (выточки, отверстия, переходы в сечениях);
- чугун значительно дешевле стали;
- производство изделий из чугуна литьем дешевле изготовления изделий из стальных заготовок обработкой резанием, а также литьем и обработкой давлением с последующей механической обработкой.

## **Серый чугун**

Структура не оказывает влияние на пластичность, она остается чрезвычайно низкой. Но оказывает влияние на твердость. Механическая прочность в основном определяется количеством, формой и размерами включений графита. Мелкие, завихренной формы чешуйки графита меньше снижают прочность. Такая форма достигается путем модифицирования. В качестве модификаторов применяют алюминий, силикокальций, ферросилиций.

Серый чугун широко применяется в машиностроении, так как легко обрабатывается и обладает хорошими свойствами.

В зависимости от прочности серый чугун подразделяют на 10 марок (ГОСТ 1412).

Серые чугуны при малом сопротивлении растяжению имеют достаточно высокое сопротивление сжатию.

Серые чугуны содержат углерода – 3,2...3,5 %; кремния – 1,9...2,5 %; марганца – 0,5...0,8 %; фосфора – 0,1...0,3 %; серы – < 0,12 %.

Структура металлической основы зависит от количества углерода и кремния. С увеличением содержания углерода и кремния увеличивается степень графитизации и склонность к образованию ферритной структуры металлической основы. Это ведет к разупрочнению чугуна без повышения пластичности. Лучшими прочностными свойствами и износостойкостью обладают перлитные серые чугуны.

Учитывая малое сопротивление отливок из серого чугуна растягивающим и ударным нагрузкам, следует использовать этот материал для деталей, которые подвергаются сжимающим или изгибающим нагрузкам. В станкостроении это – базовые, корпусные детали, кронштейны, зубчатые колеса, направляющие; в автостроении – блоки цилиндров, поршневые кольца, распределительные валы, диски сцепления. Отливки из серого чугуна также используются в электромашиностроении, для изготовления товаров народного потребления.

Обозначаются индексом СЧ (серый чугун) и числом, которое показывает значение предела прочности, умноженное на  $10^{-1}$  СЧ 15.

## **Высокопрочный чугун с шаровидным графитом**

Высокопрочные чугуны (ГОСТ 7293) могут иметь ферритную (ВЧ 35), феррито-перлитную (ВЧ45) и перлитную (ВЧ 80) металлическую основу. Получают эти чугуны из серых, в результате модифицирования магнием или церием (добавляется 0,03...0,07% от массы отливки). По сравнению с серыми чугунами, механические свойства повышаются, это вызвано отсутствием неравномерности в распределении напряжений из-за шаровидной формы графита.

Чугуны с перлитной металлической основой имеют высокие показатели прочности при меньшем значении пластичности. Соотношение пластичности и прочности ферритных чугунов - обратное.

Высокопрочные чугуны обладают высоким пределом текучести,

$$\sigma_{\text{т}} = 300...420 \text{ МПа},$$

что выше предела текучести стальных отливок. Также характерна достаточно высокая ударная вязкость и усталостная прочность,

$$\sigma_{-1} = 230...250 \text{ МПа},$$

при перлитной основе.

Высокопрочные чугуны содержат: углерода – 3,2...3,8 %, кремния – 1,9...2,6 %, марганца – 0,6...0,8 %, фосфора – до 0,12 %, серы – до 0,3 %.

Эти чугуны обладают высокой жидкотекучестью, линейная усадка – около 1%. Литейные напряжения в отливках несколько выше, чем для серого чугуна. Из-за высокого модуля упругости достаточно высокая обрабатываемость резанием. Обладают удовлетворительной свариваемостью.

Из высокопрочного чугуна изготавливают тонкостенные отливки (поршневые кольца), шаботы ковочных молотов, станины и рамы прессов и прокатных станков, изложницы, резцедержатели, планшайбы.

Отливки коленчатых валов массой до 2..3 т, взамен кованных валов из стали, обладают более высокой циклической вязкостью, малочувствительны к внешним концентраторам напряжения, обладают лучшими антифрикционными свойствами и значительно дешевле.

Обозначаются индексом ВЧ (высокопрочный чугун) и числом, которое показывает значение предела прочности, умноженное на  $10^{-1}$  ВЧ 100.

### **Ковкий чугун**

Получают отжигом белого доэвтектического чугуна.

Хорошие свойства у отливок обеспечиваются, если в процессе кристаллизации и охлаждения отливок в форме не происходит процесс графитизации. Чтобы предотвратить графитизацию, чугуны должны иметь пониженное содержание углерода и кремния.

Ковкие чугуны содержат: углерода – 2,4...3,0 %, кремния – 0,8...1,4 %, марганца – 0,3...1,0 %, фосфора – до 0,2 %, серы – до 0,1 %.

Формирование окончательной структуры и свойств отливок происходит в процессе отжига, схема которого представлена на рис. 11.4.

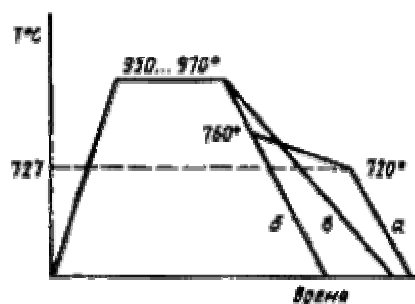


Рис. 11.4. Отжиг ковкого чугуна.

Отливки выдерживаются в печи при температуре  $950...1000^{\circ}\text{C}$  в течении  $15...20$  часов. Происходит разложение цементита:  $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{Fe}_2(\text{C}) + \text{C}$ .

Структура после выдержки состоит из аустенита и графита (углерод отжига). При медленном охлаждении в интервале  $760...720^{\circ}\text{C}$ , происходит разложение цементита, входящего в состав перлита, и структура после отжига состоит из феррита и углерода отжига (получается ферритный ковкий чугун).

При относительно быстром охлаждении (режим б, рис. 11.3) вторая стадия полностью устраняется, и получается перлитный ковкий чугун.

Структура чугуна, отожженного по режиму в, состоит из перлита, феррита и графита отжига (получается феррито-перлитный ковкий чугун)

Отжиг является длительной  $70...80$  часов и дорогостоящей операцией. В последнее время, в результате усовершенствований, длительность сократилась до 40 часов.

Различают 7 марок ковкого чугуна: три с ферритной (КЧ 30 – б) и четыре с перлитной (КЧ 65 – 3) основой (ГОСТ 1215).

По механическим и технологическим свойствам ковкий чугун занимает промежуточное положение между серым чугуном и сталью. Недостатком ковкого чугуна по сравнению с высокопрочным является ограничение толщины стенок для отливки и необходимость отжига.

Отливки из ковкого чугуна применяют для деталей, работающих при ударных и вибрационных нагрузках.

Из ферритных чугунов изготавливают картеры редукторов, ступицы, крюки, скобы, хомутики, муфты, фланцы.

Из перлитных чугунов, характеризующихся высокой прочностью, достаточной пластичностью, изготавливают вилки карданных валов, звенья и ролики цепей конвейера, тормозные колодки.

Обозначаются индексом КЧ (высокопрочный чугун) и двумя числами, первое из которых показывает значение предела прочности, умноженное на  $10^{-1}$ , а второе – относительное удлинение - КЧ 30 - б.

### **Отбеленные и другие чугуны**

Отбеленные – отливки, поверхность которых состоит из белого чугуна, а внутри серый или высокопрочный чугун.

В составе чугуна  $2,8...3,6$  % углерода, и пониженное содержание кремния –  $0,5...0,8$  %.

Имеют высокую поверхностную твердость ( $950...1000$  НВ) и очень высокую износостойкость. Используются для изготовления прокатных валов, вагонных колес с отбе-

ленным ободом, шаров для шаровых мельниц.

Для изготовления деталей, работающих в условиях абразивного износа, используются белые чугуны, легированные хромом, хромом и марганцем, хромом и никелем. Отливки из такого чугуна отличаются высокой твердостью и износостойкостью.

Для деталей, работающих в условиях износа при высоких температурах, используют высокохромистые и хромоникелевые чугуны. Жаростойкость достигается легированием чугунов кремнием (5...6 %) и алюминием (1...2 %). Коррозионная стойкость увеличивается легированием хромом, никелем, кремнием.

Для чугунов можно применять термическую обработку.

## Лекция 12

### Виды термической обработки металлов. Основы теории термической обработки стали.

1. Виды термической обработки металлов.
2. Превращения, протекающие в структуре стали при нагреве и охлаждении
3. Механизм основных превращений
4. Превращение перлита в аустенит
5. Превращение аустенита в перлит при медленном охлаждении.
6. Закономерности превращения.
7. Промежуточное превращение

### Виды термической обработки металлов

Свойства сплава зависят от его структуры. Основным способом, позволяющим изменять структуру, а, следовательно, и свойства является термическая обработка.

Основы термической обработки разработал Чернов Д.К.. В дальнейшем они развивались в работах Бочвара А.А., Курдюмова Г.В., Гуляева А.П.

Термическая обработка представляет собой совокупность операций нагрева, выдержки и охлаждения, выполняемых в определенной последовательности при определенных режимах, с целью изменения внутреннего строения сплава и получения нужных свойств (представляется в виде графика в осях температура – время, см. рис. 12.1 ).

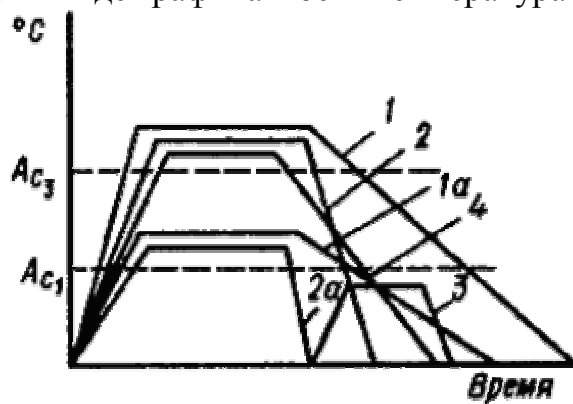


Рис.12.1. Графики различных видов термообработки: отжига (1, 1а), закалки (2, 2а), отпуска (3), нормализации (4)

Различают следующие виды термической обработки:

1. Отжиг 1 рода – возможен для любых металлов и сплавов.

Его проведение не обусловлено фазовыми превращениями в твердом состоянии.

Нагрев, при отжиге первого рода, повышая подвижность атомов, частично или полностью устраняет химическую неоднородность, уменьшает внутренние напряжения.

Основное значение имеет температура нагрева и время выдержки. Характерным является медленное охлаждение

Разновидностями отжига первого рода являются:

- диффузионный;
- рекристаллизационный;
- отжиг для снятия напряжения послековки, сварки, литья.

2. *Отжиг II рода* – отжиг металлов и сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии при нагреве и охлаждении.

Проводится для сплавов, в которых имеются полиморфные или эвтектоидные превращения, а также переменная растворимость компонентов в твердом состоянии.

Проводят отжиг второго рода с целью получения более равновесной структуры и подготовки ее к дальнейшей обработке. В результате отжига измельчается зерно, повышаются пластичность и вязкость, снижаются прочность и твердость, улучшается обрабатываемость резанием.

Характеризуется нагревом до температур выше критических и очень медленным охлаждением, как правило, вместе с печью (рис. 12.1 (1, 1а)).

3. *Закалка* – проводится для сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии при нагреве и охлаждении, с целью повышения твердости и прочности путем образования неравновесных структур (сорбит, троостит, мартенсит).

Характеризуется нагревом до температур выше критических и высокими скоростями охлаждения (рис. 12.1 (2, 2а)).

4. *Отпуск* – проводится с целью снятия внутренних напряжений, снижения твердости и увеличения пластичности и вязкости закаленных сталей.

Характеризуется нагревом до температуры ниже критической  $A_1$  (рис. 12.1 (3)). Скорость охлаждения роли не играет. Происходят превращения, уменьшающие степень неравновесности структуры закаленной стали.

Термическую обработку подразделяют на *предварительную* и *окончательную*.

*Предварительная* – применяется для подготовки структуры и свойств материала для последующих технологических операций (для обработки давлением, улучшения обрабатываемости резанием).

*Окончательная* – формирует свойство готового изделия.

## **Превращения, протекающие в структуре стали при нагреве и охлаждении**

Любая разновидность термической обработки состоит из комбинации четырех основных превращений, в основе которых лежат стремления системы к минимуму свободной энергии (рис 12.2).

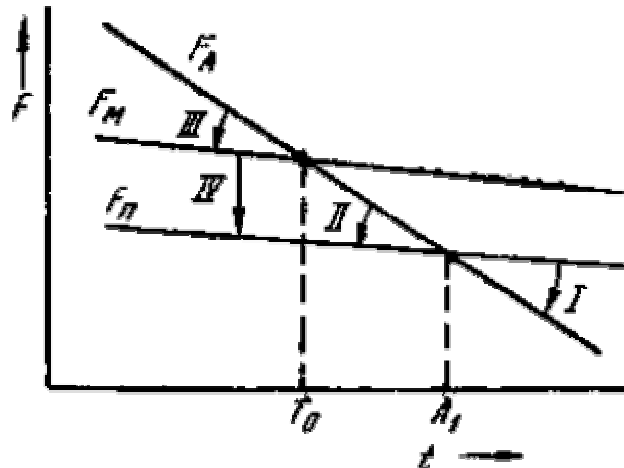


Рис. 12.2. Зависимость свободной энергии структурных составляющих сталей от температуры: аустенита ( $F_A$ ), мартенсита ( $F_M$ ), перлита ( $F_{II}$ )

1. Превращение перлита в аустенит ( $II \rightarrow A$ ), происходит при нагреве выше критической температуры  $A_1$ , минимальной свободной энергией обладает аустенит.



2. Превращение аустенита в перлит ( $A \rightarrow II$ ), происходит при охлаждении ниже  $A_1$ , минимальной свободной энергией обладает перлит:



3. Превращение аустенита в мартенсит ( $A \rightarrow M$ ), происходит при быстром охлаждении ниже температуры неустойчивого равновесия



4. Превращение мартенсита в перлит ( $M \rightarrow II$ ); – происходит при любых температурах, т.к. свободная энергия мартенсита больше, чем свободная энергия перлита.



## Механизм основных превращений

### 1. Превращение перлита в аустенит

Превращение основано на диффузии углерода, сопровождается полиморфным превращением  $Fe_{\alpha} \rightarrow Fe_{\gamma}$ , а так же растворением цементита в аустените.

Для исследования процессов строят диаграммы изотермического образования аустенита (рис.12.3). Для этого образцы нагревают до температуры выше  $A_1$  и выдерживают, фиксируя начало и конец превращения.

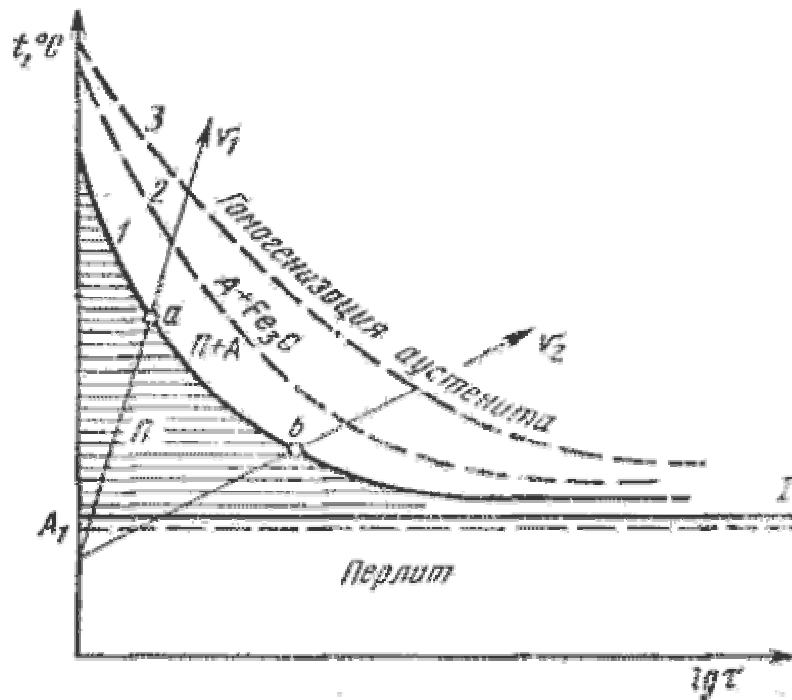


Рис. 12.3. Диаграмма изотермического образования аустенита: 1 - начало образования аустенита; 2 - конец преобразования перлита в аустенит; 3 - полное растворение цементита.

С увеличением перегрева и скорости нагрева продолжительность превращения сокращается.

Механизм превращения представлен на рис.12.4.

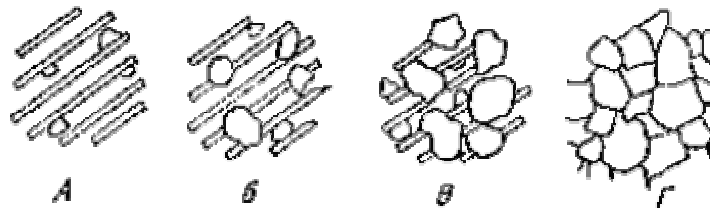


Рис. 12.4. Механизм превращения перлита в аустенит.

Превращение начинается с зарождения центров аустенитных зерен на поверхности раздела феррит – цементит, кристаллическая решетка  $Fe_{\alpha}$  перестраивается в решетку  $Fe_{\gamma}$ .

Время превращения зависит от температуры, так как с увеличением степени перегрева уменьшается размер критического зародыша аустенита, увеличиваются скорость возникновения зародышей и скорость их роста

Образующиеся зерна аустенита имеют вначале такую же концентрацию углерода, как и феррит. Затем в аустените начинает растворяться вторая фаза перлита – цементит, следовательно, концентрация углерода увеличивается. Превращение  $Fe_{\alpha}$  в  $Fe_{\gamma}$  идет быстрее. После того, как весь цементит растворится, аустенит неоднороден по химическому составу: там, где находились пластинки цементита концентрация углерода более высокая. Для завершения процесса перераспределения углерода в аустените требуется дополнительный нагрев или выдержка.

Величина образовавшегося зерна аустенита оказывает влияние на свойства стали.

*Рост зерна аустенита.* Образующиеся зерна аустенита получаются мелкими (начальное зерно). При повышении температуры или выдержке происходит рост зерна аустенита. Движущей силой роста является разность свободных энергий мелкозернистой

(большая энергия) и крупнозернистой (малая энергия) структуры аустенита.

Стали различают по склонности к росту зерна аустенита. Если зерно аустенита начинает быстро расти даже при незначительном нагреве выше температуры  $A_1$ , то сталь наследственно крупнозернистая. Если зерно растет только при большом перегреве, то сталь наследственно мелкозернистая.

Склонность к росту аустенитного зерна является плавочной характеристикой. Стали одной марки, но разных плавов могут различаться, так как содержат неодинаковое количество неметаллических включений, которые затрудняют рост аустенитного зерна.

Ванадий, титан, молибден, вольфрам, алюминий – уменьшают склонность к росту зерна аустенита, а марганец и фосфор – увеличивают ее.

Заэвтектоидные стали менее склонны к росту зерна.

При последующем охлаждении зерна аустенита не измельчаются. Это следует учитывать при назначении режимов термической обработки, так как от размера зерна зависят механические свойства. Крупное зерно снижает сопротивление отрыву, ударную вязкость, повышает порог хладоломкости.

Различают величину зерна наследственного и действительного.

Для определения величины наследственного зерна, образцы нагревают до  $930^\circ\text{C}$  и затем определяют размер зерна.

Действительная величина зерна – размер зерна при обычных температурах, полученный после той или иной термической обработки.

Неправильный режим нагрева может привести либо к *перегреву*, либо к *пережогу* стали.

*Перегрев.* Нагрев доэвтектоидной стали значительно выше температуры  $A_3$  приводит к интенсивному росту зерна аустенита. При охлаждении феррит выделяется в виде пластинчатых или игольчатых кристаллов. Такая структура называется видманштеттовой структурой и характеризуется пониженными механическими свойствами. Перегрев можно исправить повторным нагревом до оптимальных температур с последующим медленным охлаждением.

*Пережог* имеет место, когда температура нагрева приближается к температуре плавления. При этом наблюдается окисление границ зерен, что резко снижает прочность стали. Излом такой стали камневидный. Пережог – неисправимый брак.

## **2. Превращение аустенита в перлит при медленном охлаждении**



Превращение связано с диффузией углерода, сопровождается полиморфным превращением  $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$ , выделением углерода из аустенита в виде цементита, разрастанием образовавшегося цементита.

В зависимости от степени переохлаждения различают три области превращения. Вначале, с увеличением переохлаждения скорость превращения возрастает, а затем убывает. При температуре  $727^\circ\text{C}$  и ниже  $200^\circ\text{C}$  скорость равна нулю. При температуре  $200^\circ\text{C}$  равна нулю скорость диффузии углерода.

### **Закономерности превращения**

Образцы нагревают до температуры, при которой структура состоит из однород-



ного аустенита ( $770^{\circ}\text{C}$ ). Затем переносят в термостаты с заданной температурой (интервал  $25 - 50^{\circ}\text{C}$ ). Превращение аустенита можно легко обнаружить с помощью наблюдений за изменением магнитных характеристик, так как аустенит парамагнитен, а феррит и цементит обладают магнитными свойствами.

Получают серию кинетических кривых (рис. 12.5 а), которые показывают количество образовавшегося перлита в зависимости от времени, прошедшего с начала превращения.

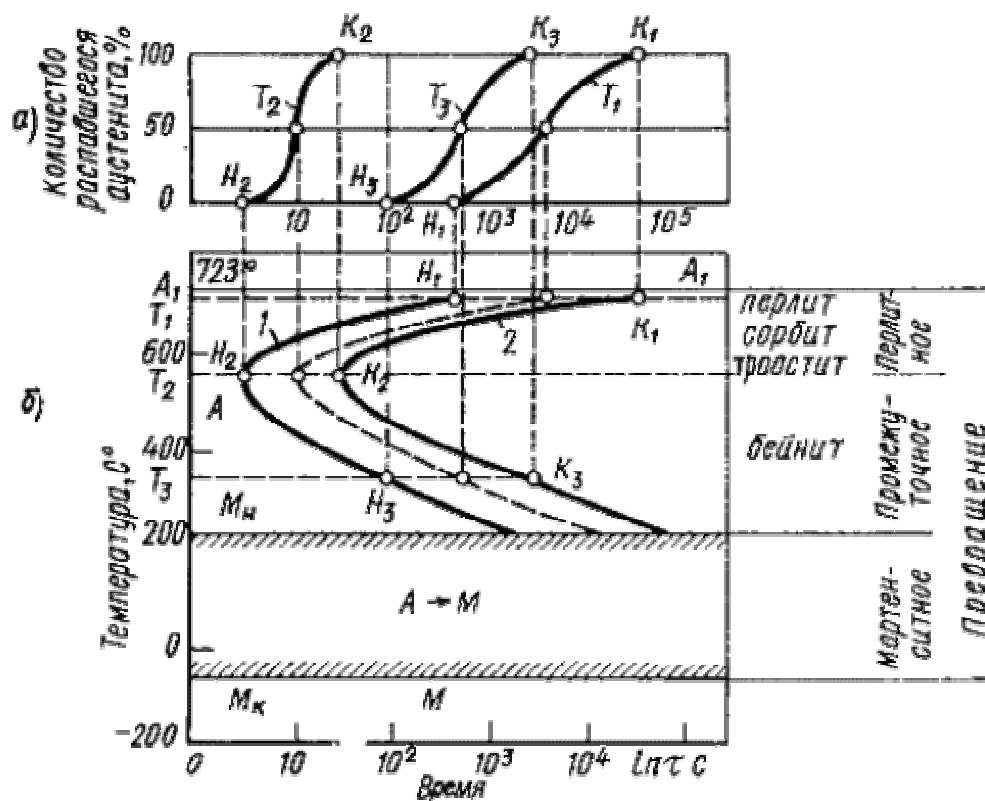


Рис. 12.5. Кинетические кривые превращения аустенита при охлаждении (а); диаграмма изотермического превращения аустенита (б)

В начале наблюдается инкубационный подготовительный период, время, в течение которого сохраняется переохлажденный аустенит. Превращение протекает с различной скоростью и достигает максимума при образовании 50 % продуктов распада.

Затем скорость начинает уменьшаться и постепенно затухает. С увеличением степени переохлаждения устойчивость аустенита уменьшается, а затем увеличивается.

Горизонтальная линия  $M_n$  показывает температуру начала бездиффузного мартенситного превращения. Такие диаграммы называются *диаграммами изотермического превращения аустенита* (рис. 12.5 б).

При малых степенях переохлаждения, в области температур  $727...550^{\circ}\text{C}$ , сущность превращения заключается в том, что в результате превращения аустенита образуется механическая смесь феррита и цементита, состав которой отличается от состава исходного аустенита. Аустенит содержит 0,8 % углерода, а образующиеся фазы: феррит – 0,02 %, цементит – 6,67 % углерода.

Время устойчивости аустенита и скорость его превращения зависят от степени переохлаждения.

Максимальная скорость превращения соответствует переохлаждению ниже температуры  $A_1$  на  $150...200^{\circ}\text{C}$ , то есть соответствует минимальной устойчивости аустенита.

Механизм превращения представлен на рис. 12.6.

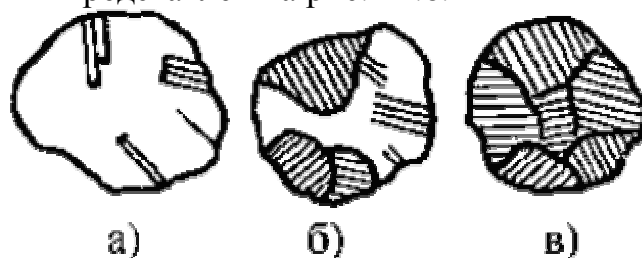


Рис. 12.6. Механизм превращения аустенита в перлит

При образовании перлита из аустенита ведущей фазой является цементит. Зарождение центров кристаллизации цементита облегчено на границе аустенитных зерен. Образовавшаяся пластинка цементита растет, удлиняется и обедняет соседние области углеродом. Рядом с ней образуются пластинки феррита. Эти пластинки растут как по толщине, так и по длине. Рост образовавшихся колоний перлита продолжается до столкновения с кристаллами перлита, растущими из других центров.

Свойства и строение продуктов превращения аустенита зависят от температуры, при которой происходит процесс его распада.

Толщина соседних пластинок феррита и цементита определяет дисперсность структуры и обозначается  $\Delta_0$ . Она зависит от температуры превращения. В зависимости от дисперсности продукты распада имеют различное название.

$\Delta_0 \approx (0,5...0,7)10^{-3}$  мм – перлит.

Образуется при переохлаждении до температуры  $T = 650...700$  °C, или при скорости охлаждения  $V_{охл} = 30...60$  °C/ч. Твердость составляет 180...250 НВ.

$\Delta_0 = 0,25 \cdot 10^{-3}$  мм – сорбит

Образуется при переохлаждении до температуры  $T = 600...650$  °C, или при скорости охлаждения  $V_{охл} = 60$  °C/с. Твердость составляет 250...350 НВ. Структура характеризуется высоким пределом упругости, достаточной вязкостью и прочностью.

$\Delta_0 = 0,1 \cdot 10^{-3}$  мм – троостит

Образуется при переохлаждении до температуры  $T = 550...600$  °C, или при скорости охлаждения  $V_{охл} = 150$  °C/с. Твердость составляет 350...450 НВ. Структура характеризуется высоким пределом упругости, малой вязкостью и лпастичностью.

Твердость ферритно-цементитной смеси прямопропорциональна площади поверхности раздела между ферритом и цементитом..

Если температура нагрева незначительно превышала температуру  $A_1$  и полученный аустенит неоднороден по составу, то при малой степени переохлаждения образуется зернистый леплит.

### Промежуточное превращение

При температуре ниже 550 °C самодиффузия атомов железа практически не происходит, а атомы углерода обладают достаточной подвижностью.

Механизм превращения состоит в том, что внутри аустенита происходит перераспределение атомов углерода и участки аустенита, обогащенные углеродом превращаются в цементит.

Превращение обедненного углеродом аустенита в феррит происходит по сдвиговому механизму, путем возникновения и роста зародышей феррита. Образующиеся при

этом кристаллы имеют игольчатую форму.

Такая структура, состоящая из цементита и феррита, называется *бейнитом*. Особенностью является повышенное содержание углерода в феррите (0.1...0.2 %).

Дисперсность кристаллов феррита и цементита зависят от температуры превращения.

При температуре  $550^{\circ}\text{C} - \Delta_0 = 0,12 \cdot 10^{-3}$  мм – *верхний бейнит*. Структура характеризуется недостаточной прочностью, при низком относительном удлинении ( $\delta$ ) и ударной вязкости ( $\alpha_H$ ).

При температуре  $300^{\circ}\text{C} - 300^{\circ}\text{C} - \Delta_0 = 0,08 \cdot 10^{-3}$  – *нижний бейнит*. Структура характеризуется высокой прочностью в сочетании с пластичностью и вязкостью.

## Лекция 13

### Основы теории термической обработки стали (продолжение) Технологические особенности и возможности отжига и нормализации.

1. Превращение аустенита в мартенсит при высоких скоростях охлаждения
2. Превращение мартенсита в перлит.
3. Технологические возможности и особенности отжига, нормализации, закалки и отпуска
4. Отжиг и нормализация. Назначение и режимы
5. Отжиг первого рода.

### 3. Превращение аустенита в мартенсит при высоких скоростях охлаждения

Данное превращение имеет место при высоких скоростях охлаждения, когда диффузионные процессы подавляются. Сопровождается полиморфным превращением  $\text{Fe}_\gamma$  в  $\text{Fe}_\alpha$ .

При охлаждении стали со скоростью, большей критической ( $V > V_k$ ), превращение начинается при температуре начала мартенситного превращения ( $M_n$ ) и заканчивается при температуре окончания мартенситного превращения ( $M_k$ ). В результате такого превращения аустенита образуется продукт закалки – *мартенсит*.

Минимальная скорость охлаждения  $V_k$ , при которой весь аустенит переохлаждается до температуры  $t_{M_n}$  и превращается, называется *критической скоростью закалки*.

Так как процесс диффузии не происходит, то весь углерод аустенита остается в решетке  $\text{Fe}_\alpha$  и располагается либо в центрах тетраэдров, либо в середине длинных ребер (рис. 13.1).

*Мартенсит* – пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в  $\text{Fe}_\alpha$ .

При образовании мартенсита кубическая решетка  $\text{Fe}_\alpha$  сильно искажается, превращаясь в тетрагональную (рис. 13.1 а). Искажение решетки характеризуется *степенью тетрагональности*:  $c/a > 1$ . Степень тетрагональности прямопропорциональна содержанию углерода в стали (рис. 13.1 б).

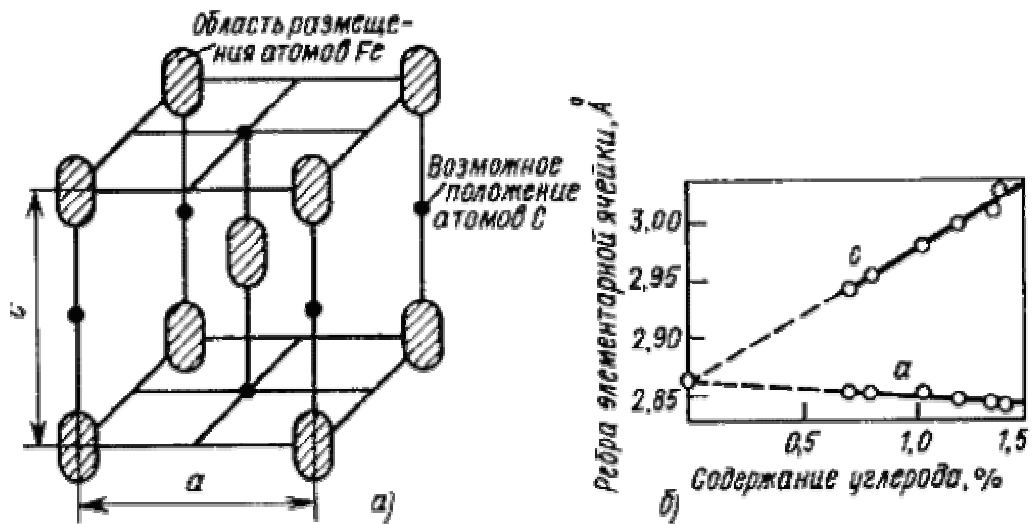


Рис. 13.1. Кристаллическая решетка мартенсита (а); влияние содержания углерода на параметры  $a$  и  $c$  решетки мартенсита (б)

Механизм мартенситного превращения имеет ряд особенностей.

1. Бездиффузионный характер.

Превращение осуществляется по сдвиговому механизму. В начале превращения имеется непрерывный переход от решетки аустенита к решетке мартенсита (когерентная связь). При превращении гранецентрированной кубической решетки в объемноцентрированную кубическую атомы смещаются на расстояния меньше межатомных, т.е. нет необходимости в самодиффузии атомов железа.

2. Ориентированность кристаллов мартенсита.

Кристаллы имеют форму пластин, сужающихся к концу, под микроскопом такая структура выглядит как игольчатая. Образуюсь мгновенно пластины растут либо до границы зерна аустенита, либо до дефекта. Следующие пластины расположены к первым под углами  $60^\circ$  или  $120^\circ$ , их размеры ограничены участками между первыми пластинами (рис. 13.2).



Рис. 13.2. Ориентированность кристаллов мартенсита

Ориентированный (когерентный) рост кристаллов мартенсита обеспечивает минимальную поверхностную энергию. При когерентном росте, из-за различия объемов аустенита и мартенсита, возникают большие напряжения. При достижении определенной величины кристаллов мартенсита, эти напряжения становятся равными пределу текучести аустенита. В результате этого нарушается когерентность и происходит отрыв решетки мартенсита от решетки аустенита. Рост кристаллов прекращается.

3. Очень высокая скорость роста кристалла, до  $1000$  м/с.

4. Мартенситное превращение происходит только при непрерывном охлаждении. Для каждой стали начинается и заканчивается при определенной температуре, незави-

симо от скорости охлаждения. Температуру начала мартенситного превращения называют мартенситной точкой  $M_H$ , а температуру окончания превращения –  $M_K$ . Температуры  $M_H$  и  $M_K$  зависят от содержания углерода и не зависят от скорости охлаждения. Для сталей с содержанием углерода выше 0,6 %  $M_K$  уходит в область отрицательных температур (рис.13.3)

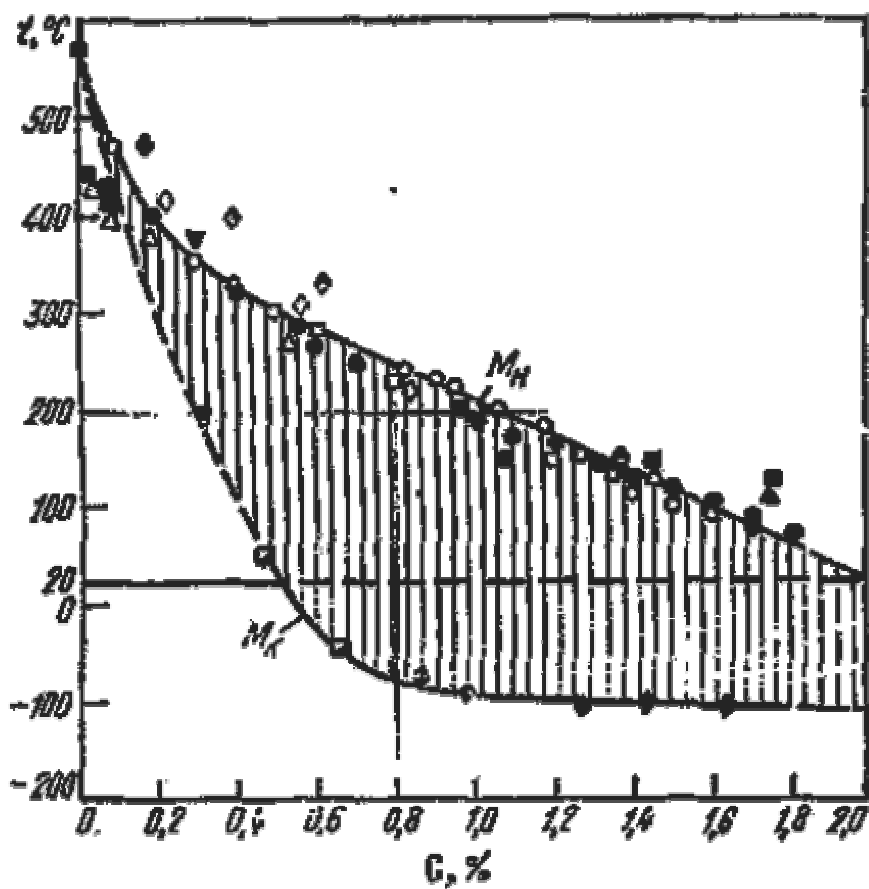


Рис. 13.3. Зависимость температур начала ( $M_H$ ) и конца ( $M_K$ ) мартенситного превращения от содержания углерода в стали

Мартенситное превращение чувствительно к напряжениям, и деформация аустенита может вызвать превращение даже при температурах выше  $M_H$ .

В сталях с  $M_K$  ниже  $20^{\circ}\text{C}$  присутствует аустенит остаточный, его количество тем больше, чем ниже  $M_H$  и  $M_K$  (при содержании углерода 0,6...1,0 % количество аустенита остаточного – 10 %, при содержании углерода 1,5 % - до 50 %). В микроструктуре наблюдается в виде светлых полей между иглами мартенсита.

5. Превращение необратимое. Получить аустенит из мартенсита невозможно.

Свойства мартенсита обусловлены особенностями его образования. Он характеризуется высокой твердостью и низкой пластичностью, что обуславливает хрупкость.

Твердость составляет до 65 HRC. Высокая твердость вызвана влиянием внедренных атомов углерода в решетку  $\alpha$ -фазы, что вызывает ее искажение и возникновение напряжений. С повышением содержания углерода в стали возрастает склонность к хрупкому разрушению.

#### 4. Превращение мартенсита в перлит.

Имеет место при нагреве закаленных сталей. Превращение связано с диффузией

углерода.

Мартенсит закалки неравновесная структура, сохраняющаяся при низких температурах. Для получения равновесной структуры изделия подвергают отпуску.

При нагреве закаленной стали происходят следующие процессы.

При нагреве до  $200^{\circ}\text{C}$  происходит перераспределение углерода в мартенсите. Образуются пластинки  $\epsilon$ -карбидов толщиной несколько атомных диаметров. На образование карбидов углерод расходуется только из участков мартенсита, окружающих кристаллы выделившихся карбидов. Концентрация углерода на этих участках резко падает, тогда как удаленные участки сохраняют концентрацию углерода. В стали присутствуют карбиды и два  $\alpha$ -твердых раствора мартенсита (с высокой и низкой концентрацией углерода. Такой тип распада мартенсита называется прерывистым. Скорость диффузии мала, карбиды не увеличиваются, распад мартенсита сопровождается зарождением новых карбидных частиц. Таким образом имеем структуру с неравномерным распределением углерода – *это мартенсит отпуска*. При этом несколько снижается тетрагональность решетки.

При нагреве до  $300^{\circ}\text{C}$  идет рост образовавшихся карбидов. Карбиды выделяются из мартенсита и он обедняется углеродом. Диффузия углерода увеличивается и карбиды растут в результате притока углерода из областей твердого раствора с высокой его концентрацией. Кристаллическая решетка карбидов когерентно связана с решеткой мартенсита.

В высокоуглеродистых сталях аустенит остаточный превращается в мартенсит отпуска. Наблюдается снижение тетрагональности решетки и внутренних напряжений. Структура – *мартенсит отпуска*:

При нагреве до  $400^{\circ}\text{C}$  весь избыточный углерод выделяется из  $\text{Fe}_2$ . Карбидные частицы полностью обособляются, приобретают строение цементита, и начинают расти. Форма карбидных частиц приближается к сферической.

Высокодисперсная смесь феррита и цементита называется *троостит отпуска*;

При нагреве выше  $400^{\circ}\text{C}$  изменение фазового состава не происходит, изменяется только микроструктура. Имеет место рост и сфероидизация цементита. Наблюдается растворение мелких и рост крупных карбидных частиц.

При температуре  $550...600^{\circ}\text{C}$  имеем *сорбит отпуска*. Карбиды имеют зернистое строение. Улучшаются свойства стали.

При температуре  $650...700^{\circ}\text{C}$  получают более грубую ферритно-цементитную смесь – *перлит отпуска (зернистый перлит)*.

### **Технологические возможности и особенности отжига, нормализации, закалки и отпуска**

При разработке технологии необходимо установить:

- режим нагрева деталей (температуру и время нагрева);
- характер среды, где осуществляется нагрев и ее влияние на материал стали;
- условия охлаждения.

Режимы термической обработки назначают в соответствии с диаграммами состояния и диаграммой изотермического распада аустенита.

*Нагрев* может осуществляться в нагревательных печах, топливных или электрических, в соляных ваннах или в ваннах с расплавленным металлом, пропусканием через

изделие электрического тока или в результате индукционного нагрева.

С точки зрения производительности, нагрев с максимальной скоростью уменьшает окалинообразование, обезуглероживание и рост аустенитного зерна. Однако необходимо учитывать перепад температур по сечению, что ведет к возникновению термических напряжений. Если растягивающие напряжения превысят предел прочности или предел текучести, то возможно коробление или образование трещин.

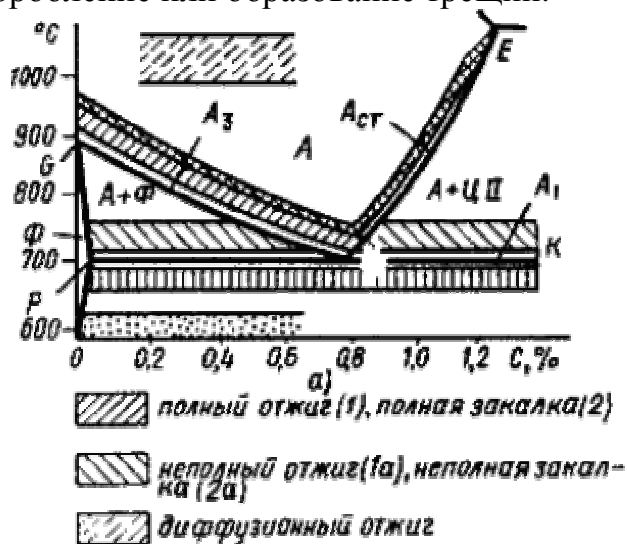


Рис. 13. 4. Левый угол диаграммы состояния железо – цементит и температурные области нагрева при термической обработке сталей

Скорость нагрева тем выше, чем менее легирована сталь, однороднее ее структура, проще конфигурация.

Скорость нагрева принимается 0,8...1 мин на 1 мм сечения. Время выдержки принимается около 20 % от времени нагрева.

*Среда нагрева* при нагреве в печи с газовой средой.

Составляющие могут оказывать на сталь различное действие:

- окисляющее ( $O_2$ ,  $CO_2$ ,  $H_2O$ );
- восстанавливающее ( $CO$ ,  $CH_4$ );
- обезуглероживающее ( $O_2$ ,  $H_2$ );
- науглероживающее ( $CO$ ,  $CH_4$ );
- нейтральное ( $N_2$ , инертные газы).

Окисление с образованием окалины  $Fe_2O_3$ , препятствует получению высокой и равномерной твердости при закалке, приводит к изменению размеров, требует увеличения припусков на механическую обработку.

Обезуглероживание (выгорание углерода в поверхностном слое металла) способствует появлению мягких пятен при закалке и возникновению растягивающих напряжений в поверхностном слое, снижающих усталостную прочность.

На рис. 13.4 показаны температурные области нагрева при термической обработке сталей.

### **Отжиг и нормализация. Назначение и режимы**

*Отжиг*, снижая твердость и повышая пластичность и вязкость за счет получения равновесной мелкозернистой структуры, позволяет:

- улучшить обрабатываемость заготовок давлением и резанием;

- исправить структуру сварных швов, перегретой при обработке давлением и литье стали;
  - подготовить структуру к последующей термической обработке.
- Характерно медленное охлаждение со скоростью  $30...100^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ .

### Отжиг первого рода.

1. *Диффузионный (гомогенизирующий) отжиг*. Применяется для устранения ликвации, выравнивания химического состава сплава.

В его основе – диффузия. В результате нагрева выравнивается состав, растворяются избыточные карбиды. Применяется, в основном, для легированных сталей.

Температура нагрева зависит от температуры плавления,  $T_H = 0,8 T_{пл}$ .

Продолжительность выдержки:  $\tau = 8...20$  часов.

2. *Рекристаллизационный отжиг* проводится для снятия напряжений после холодной пластической деформации.

Температура нагрева связана с температурой плавления:  $T_H = 0,4 T_{пл}$ .

Продолжительность зависит от габаритов изделия.

3. Отжиг для снятия напряжений после горячей обработки (литья, сварки, обработки резанием, когда требуется высокая точность размеров).

Температура нагрева выбирается в зависимости от назначения, находится в широком диапазоне:  $T_H = 160...700^{\circ}\text{C}$ .

Продолжительность зависит от габаритов изделия.

Детали прецизионных станков (ходовые винты, высоконагруженные зубчатые колеса, червяки) отжигают после основной механической обработки при температуре  $570...600^{\circ}\text{C}$  в течение 2...3 часов, а после окончательной механической обработки, для снятия шлифовочных напряжений – при температуре  $160...180^{\circ}\text{C}$  в течение 2...2,5 часов.

*Отжиг второго рода* предназначен для изменения фазового состава.

Температура нагрева и время выдержки обеспечивают нужные структурные превращения. Скорость охлаждения должна быть такой, чтобы успели произойти обратные диффузионные фазовые превращения.

Является подготовительной операцией, которой подвергают отливки, поковки, прокат. Отжиг снижает твердость и прочность, улучшает обрабатываемость резанием средне- и высокоуглеродистых сталей. Измельчая зерно, снижая внутренние напряжения уменьшая структурную неоднородность способствует повышению пластичности и вязкости.

В зависимости от температуры нагрева различают отжиг:

1. *полный*, с температурой нагрева на  $30...50^{\circ}\text{C}$  выше критической температуры  $A_3$

$$T_{\text{н}} = A_3 + (30...50)^{\circ}\text{C}$$

Проводится для доэвтектоидных сталей для исправления структуры.

При такой температуре нагрева аустенит получается мелкозернистый, и после охлаждения сталь имеет также мелкозернистую структуру.

2. *неполный*, с температурой нагрева на  $30...50^{\circ}\text{C}$  выше критической температуры  $A_1$

$$T_{\text{н}} = A_1 + (30...50)^{\circ}\text{C}$$

Применяется для заэвтектоидных сталей. При таком нагреве в структуре сохраня-



ется цементит вторичный, в результате отжига цементит приобретает сферическую форму (сфероидизация). Получению зернистого цементита способствует предшествующая отжигу горячая пластическая деформация, при которой дробится цементитная сетка. Структура с зернистым цементитом лучше обрабатывается и имеет лучшую структуру после закалки. Неполный отжиг является обязательным для инструментальных сталей.

Иногда неполный отжиг применяют для доэвтектоидных сталей, если не требуется исправление структуры (сталь мелкозернистая), а необходимо только понизить твердость для улучшения обрабатываемости резанием.

3. *циклический или маятниковый отжиг* применяют, если после проведения неполного отжига цементит остается пластинчатым. В этом случае после нагрева выше температуры  $A_1$  следует охлаждение до  $680^\circ\text{C}$ , затем снова нагрев до температуры  $750\dots 760^\circ\text{C}$  и охлаждение. В результате получают зернистый цементит.

4. *изотермический отжиг* – после нагрева до требуемой температуры, изделие быстро охлаждают до температуры на  $50\dots 100^\circ\text{C}$  ниже критической температуры  $A_1$  и выдерживают до полного превращения аустенита в перлит, затем охлаждают на спокойном воздухе (рис. 13.5). Температура изотермической выдержки близка к температуре минимальной устойчивости аустенита.

В результате получают более однородную структуру, так как превращение происходит при одинаковой степени переохлаждения. Значительно сокращается длительность процесса. Применяют для легированных сталей.

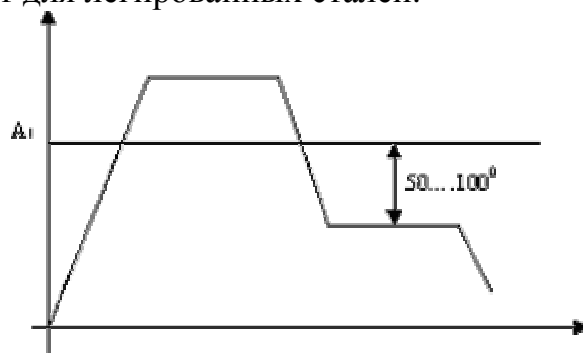


Рис. 13.5. Режимы изотермического отжига

5. *Нормализация*. – разновидность отжига.

Термическая обработка, при которой изделие нагревают до аустенитного состояния, на  $30\dots 50^\circ\text{C}$  выше  $A_3$  или  $A_{cm}$  с последующим охлаждением на воздухе.

$$T_{\text{н}} = A_3 + (30\dots 50)^\circ\text{C}$$

или

$$T_{\text{н}} = A_{cm} + (30\dots 50)^\circ\text{C}$$

В результате нормализации получают более тонкое строение эвтектоида (тонкий перлит или сорбит), уменьшаются внутренние напряжения, устраняются пороки, полученные в процессе предшествующей обработки. Твердость и прочность несколько выше чем после отжига.

В заэвтектоидных сталях нормализация устраняет грубую сетку вторичного цементита.

Нормализацию чаще применяют как промежуточную операцию, улучшающую структуру. Иногда проводят как окончательную обработку, например, при изготовлении сортового проката.

Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо отжига.

Для среднеуглеродистых сталей нормализацию или нормализацию с высоким отпуском применяют вместо закалки с высоким отпуском. В этом случае механические свойства несколько ниже, но изделие подвергается меньшей деформации, исключаются трещины.

## Лекция 14

### Технологические особенности и возможности закалки и отпуска

1. Закалка
2. Способы закалки
3. Отпуск
4. Отпускная хрупкость

#### Закалка

Конструкционные стали подвергают закалке и отпуску для повышения прочности и твердости, получения высокой пластичности, вязкости и высокой износостойкости, а инструментальные – для повышения твердости и износостойкости.

Верхний предел температур нагрева для заэвтектоидных сталей ограничивается, так как приводит к росту зерна, что снижает прочность и сопротивление хрупкому разрушению.

Основными параметрами являются температура нагрева и скорость охлаждения. Продолжительность нагрева зависит от нагревательного устройства, по опытным данным на 1 мм сечения затрачивается: в электрической печи – 1,5...2 мин.; в пламенной печи – 1 мин.; в соляной ванне – 0,5 мин.; в свинцовой ванне – 0,1...0,15 мин.

По температуре нагрева различают виды закалки:

– *полная*, с температурой нагрева на 30...50°C выше критической температуры  $A_3$

$$T_n = A_3 + (30...50)^\circ C .$$

Применяют ее для доэвтектоидных сталей. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



Неполная закалка доэвтектоидных сталей недопустима, так как в структуре остается мягкий феррит. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



– *неполная* с температурой нагрева на 30...50 °C выше критической температуры  $A_1$

$$T_n = A_1 + (30...50)^\circ C$$

Применяется для заэвтектоидных сталей. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



После охлаждения в структуре остается вторичный цементит, который повышает твердость и износостойкость режущего инструмента.

После полной закалки заэвтектоидных сталей получают дефектную структуру

грубоигольчатого мартенсита.

Заэвтектоидные стали перед закалкой обязательно подвергают отжигу – сфероидизации, чтобы цементит имел зернистую форму.

Охлаждение при закалке.

Для получения требуемой структуры изделия охлаждают с различной скоростью, которая в большой степени определяется охлаждающей средой, формой изделия и теплопроводностью стали.

Режим охлаждения должен исключить возникновение больших закалочных напряжений. При высоких скоростях охлаждения при закалке возникают внутренние напряжения, которые могут привести к короблению и растрескиванию.

Внутренние напряжения, уравниваемые в пределах макроскопических частей тела, называются напряжениями I рода. Они ответственны за искажение формы (коробление) и образование трещин при термообработке. Причинами возникновения напряжений являются:

- различие температуры по сечению изделия при охлаждении;
- одновременное протекание фазовых превращений в разных участках изделия.

Для предупреждения образования трещин необходимо избегать растягивающих напряжений в поверхностных слоях изделия. На характер распределения напряжений при закалке, помимо режима охлаждения, оказывает влияние и температура нагрева под закалку. Перегрев содействует образованию закалочных трещин, увеличивает деформации.

Режим охлаждения должен также обеспечить необходимую глубину закаленного слоя.

Оптимальный режим охлаждения: максимальная скорость охлаждения в интервале температур  $A_1 - M_H$ , для предотвращения распада переохлажденного аустенита в области перлитного превращения, и минимальная скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения  $M_H - M_K$ , с целью снижения остаточных напряжений и возможности образования трещин. Очень медленное охлаждение может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества аустенита остаточного, а следовательно к снижению твердости.

В качестве охлаждающих сред при закалке используют воду при различных температурах, технические масла, растворы солей и щелочей, расплавленные металлы.

Вода имеет существенный недостаток: высокая скорость охлаждения в интервале мартенситного превращения приводит к образованию закалочных дефектов. С повышением температуры воды ухудшается ее закалочная способность.

Наиболее высокой и равномерной охлаждающей способностью отличаются холодные 8...12 %-ные водные растворы  $NaCl$  и  $NaOH$ . Они мгновенно разрушают паровую рубашку и охлаждение происходит более равномерно и на стадии пузырькового кипения.

Увеличения охлаждающей способности достигают при использовании струйного или душевого охлаждения, например, при поверхностной закалке.

Для легированных сталей с высокой устойчивостью аустенита используют минеральное масло (нефтяное). Обеспечивающее небольшую скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения и постоянство закалывающей способности. Недостатками минеральных масел являются повышенная воспламеняемость, низкая охлаждающая способность в интервале температур перлитного превращения, высо-

кая стоимость.

При выборе охлаждающей среды необходимо учитывать *закаливаемость* и *прокаливаемость* стали.

*Закаливаемость* – способность стали приобретать высокую твердость при закалке.

Закаливаемость определяется содержанием углерода. Стали с содержанием углерода менее 0,20 % не закаливаются.

*Прокаливаемость* – способность получать закаленный слой с мартенситной и троосто-мартенситной структурой, обладающей высокой твердостью, на определенную глубину.

За глубину закаленной зоны принимают расстояние от поверхности до середины слоя, где в структуре одинаковые объемы мартенсита и троостита.

Чем меньше критическая скорость закалки, тем выше прокаливаемость. Укрупнение зерен повышает прокаливаемость.

Если скорость охлаждения в сердцевине изделия превышает критическую то сталь имеет сквозную прокаливаемость.

Нерастворимые частицы и неоднородность аустенита уменьшают прокаливаемость.

Характеристикой прокаливаемости является *критический диаметр*.

*Критический диаметр* – максимальное сечение, прокаливающееся в данном охлаждающем агенте на глубину, равную радиусу изделия.

С введением в сталь легирующих элементов закаливаемость и прокаливаемость увеличиваются (особенно молибден и бор, кобальт – наоборот).

## Способы закалки

В зависимости от формы изделия, марки стали и нужного комплекса свойств применяют различные способы охлаждения (рис. 14.1)

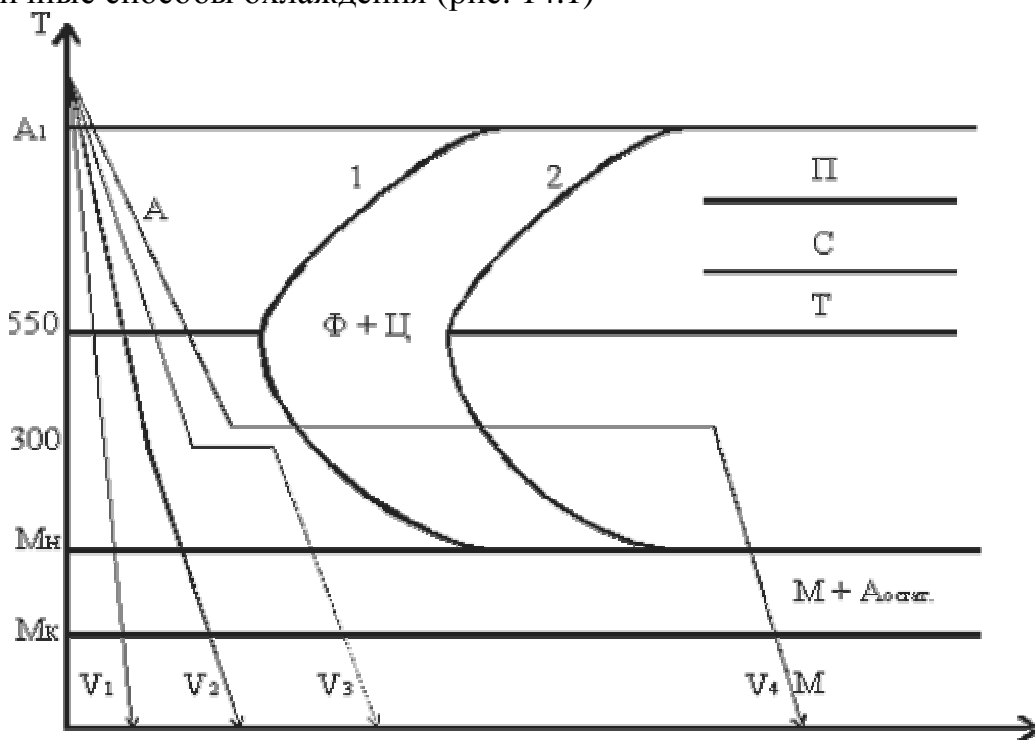


Рис.14.1. Режимы закалки

### 1. Закалка в одном охладителе ( $V_1$ ).

Нагретую до нужной температуры деталь переносят в охладитель и полностью охлаждают. В качестве охлаждающей среды используют:

- воду – для крупных изделий из углеродистых сталей;
- масло – для небольших деталей простой формы из углеродистых сталей и изделий из легированных сталей.

Основной недостаток – значительные закалочные напряжения.

### 2. Закалка в двух сферах или прерывистая ( $V_2$ ).

Нагретое изделие предварительно охлаждают в более резком охладителе (вода) до температуры  $\sim 300^\circ\text{C}$  и затем переносят в более мягкий охладитель (масло).

Прерывистая закалка обеспечивает максимальное приближение к оптимальному режиму охлаждения.

Применяется в основном для закалки инструментов.

Недостаток: сложность определения момента переноса изделия из одной среды в другую.

### 3. Ступенчатая закалка ( $V_3$ ).

Нагретое до требуемой температуры изделие помещают в охлаждающую среду, температура которой на  $30 - 50^\circ\text{C}$  выше точки  $M_H$  и выдерживают в течении времени, необходимого для выравнивания температуры по всему сечению. Время изотермической выдержки не превышает периода устойчивости аустенита при заданной температуре.

В качестве охлаждающей среды используют расплавленные соли или металлы. После изотермической выдержки деталь охлаждают с невысокой скоростью.

Способ используется для мелких и средних изделий.

### 4. Изотермическая закалка ( $V_4$ ).

Отличается от ступенчатой закалки продолжительностью выдержки при температуре выше  $M_H$ , в области промежуточного превращения. Изотермическая выдержка обеспечивает полное превращение переохлажденного аустенита в бейнит. При промежуточном превращении легированных сталей кроме бейнита в структуре сохраняется аустенит остаточный. Образовавшаяся структура характеризуется сочетанием высокой прочности, пластичности и вязкости. Вместе с этим снижается деформация из-за закалочных напряжений, уменьшаются и фазовые напряжения.

В качестве охлаждающей среды используют расплавленные соли и щелочи.

Применяются для легированных сталей.

### 5. Закалка с самоотпуском.

Нагретые изделия помещают в охлаждающую среду и выдерживают до неполного охлаждения. После извлечения изделия, его поверхностные слои повторно нагреваются за счет внутренней теплоты до требуемой температуры, то есть осуществляется самоотпуск. Применяется для изделий, которые должны сочетать высокую твердость на поверхности и высокую вязкость в сердцевине (инструменты ударного действия: мототки, зубила).

## **Отпуск**

Отпуск является окончательной термической обработкой.

Целью отпуска является повышение вязкости и пластичности, снижение твердости и уменьшение внутренних напряжений закаленных сталей.

С повышением температуры нагрева прочность обычно снижается, а пластичность и вязкость растут. Температуру отпуска выбирают, исходя из требуемой прочности конкретной детали.

Различают три вида отпуска:

1. *Низкий отпуск* с температурой нагрева  $T_H = 150...300^\circ\text{C}$ .

В результате его проведения частично снимаются закалочные напряжения. Получают структуру – *мартенсит отпуска*.

Проводят для инструментальных сталей; после закалки токами высокой частоты; после цементации.

2. *Средний отпуск* с температурой нагрева  $T_H = 300...450^\circ\text{C}$ .

Получают структуру – *троостит отпуска*, сочетающую высокую твердость 40...45HRC с хорошей упругостью и вязкостью.

Используется для изделий типа пружин, рессор.

3. *Высокий отпуск* с температурой нагрева  $T_H = 450...650^\circ\text{C}$ .

Получают структуру, сочетающую достаточно высокую твердость и повышенную ударную вязкость (оптимальное сочетание свойств) – *сорбит отпуска*.

Используется для деталей машин, испытывающих ударные нагрузки.

Комплекс термической обработки, включающий закалку и высокий отпуск, называется *улучшением*.

## Отпускная хрупкость

Обычно с повышением температуры отпуска ударная вязкость увеличивается, а скорость охлаждения не влияет на свойства. Но для некоторых сталей наблюдается снижение ударной вязкости. Этот дефект называется *отпускной хрупкостью* (рис. 14.2).

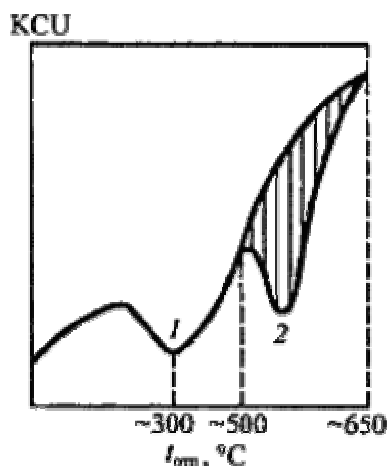


Рис.14.2. Зависимость ударной вязкости от температуры отпуска

*Отпускная хрупкость I рода* наблюдается при отпуске в области температур около  $300^\circ\text{C}$ . Она не зависит от скорости охлаждения.

Это явление связано с неравномерностью превращения опущенного мартенсита. Процесс протекает быстрее вблизи границ зерен по сравнению с объемами внутри зерна. У границ наблюдается концентрация напряжений, поэтому границы хрупкие.

Отпускная хрупкость I рода “необратима“, то есть при повторных нагревах тех же деталей не наблюдается.

*Отпускная хрупкость II рода* наблюдается у легированных сталей при медленном

охлаждении после отпуска в области  $450...650^{\circ}\text{C}$ .

При высоком отпуске по границам зерен происходит образование и выделение дисперсных включений карбидов. Приграничная зона обедняется легирующими элементами. При последующем медленном охлаждении происходит диффузия фосфора к границам зерна. Приграничные зоны обогащаются фосфором, снижаются прочность и ударная вязкость. Этому дефекту способствуют хром, марганец и фосфор. Уменьшают склонность к отпускной хрупкости II рода молибден и вольфрам, а также быстрое охлаждение после отпуска.

Отпускная хрупкость II рода “обратима“, то есть при повторных нагревах и медленном охлаждении тех же сталей в опасном интервале температур дефект может повториться.

Стали, склонные к отпускной хрупкости II рода, нельзя использовать для работы с нагревом до  $650^{\circ}\text{C}$  без последующего быстрого охлаждения.

## Лекция 15

### Химико-термическая обработка стали: цементация, азотирование, нитроцементация и диффузионная металлизация

1. Химико-термическая обработка стали
2. Назначение и технология видов химико-термической обработки: цементации, азотирования нитроцементации и диффузионной металлизации
3. Цементация
4. Цементация в твердом карбюризаторе.
5. Газовая цементация.
6. Структура цементованного слоя
7. Термическая обработка после цементации
8. Азотирование
9. Цианирование и нитроцементация
10. Диффузионная металлизация

### Химико-термическая обработка стали

*Химико-термическая обработка (ХТО)* – процесс изменения химического состава, микроструктуры и свойств поверхностного слоя детали.

Изменение химического состава поверхностных слоев достигается в результате их взаимодействия с окружающей средой (твердой, жидкой, газообразной, плазменной), в которой осуществляется нагрев.

В результате изменения химического состава поверхностного слоя изменяются его фазовый состав и микроструктура,

Основными параметрами химико-термической обработки являются температура нагрева и продолжительность выдержки.

В основе любой разновидности химико-термической обработки лежат процессы *диссоциации, адсорбции, диффузии*.

*Диссоциация* – получение насыщающего элемента в активированном атомарном состоянии в результате химических реакций, а также испарения.

Например,



*Адсорбция* – захват поверхностью детали атомов насыщающего элемента.

Адсорбция – всегда экзотермический процесс, приводящий к уменьшению свободной энергии.

*Диффузия* – перемещение адсорбированных атомов вглубь изделия.

Для осуществления процессов адсорбции и диффузии необходимо, чтобы насыщающий элемент взаимодействовал с основным металлом, образуя твердые растворы или химические соединения.

Химико-термическая обработка является основным способом поверхностного упрочнения деталей.

Основными разновидностями химико-термической обработки являются:

- цементация (насыщение поверхностного слоя углеродом);
- азотирование (насыщение поверхностного слоя азотом);
- нитроцементация или цианирование (насыщение поверхностного слоя одновременно углеродом и азотом);
- диффузионная металлизация (насыщение поверхностного слоя различными металлами).

## **Назначение и технология видов химико-термической обработки: цементации, азотирования нитроцементации и диффузионной металлизации**

### ***Цементация***

*Цементация* – химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя атомами углерода при нагреве до температуры 900...950 °С.

Цементации подвергают стали с низким содержанием углерода (до 0,25 %).

Нагрев изделий осуществляют в среде, легко отдающей углерод. Подобрать режимы обработки, поверхностный слой насыщают углеродом до требуемой глубины.

*Глубина цементации (h)* – расстояние от поверхности изделия до середины зоны, где в структуре имеются одинаковые объемы феррита и перлита ( $h = 1...2$  мм).

*Степень цементации* – среднее содержание углерода в поверхностном слое (обычно, не более 1,2 %).

Более высокое содержание углерода приводит к образованию значительных количеств цементита вторичного, сообщающего слою повышенную хрупкость.

На практике применяют цементацию в твердом и газовом карбюризаторе (науглероживающей среде).

Участки деталей, которые не подвергаются цементации, предварительно покрываются медью (электролитическим способом) или глиняной смесью.

### **Цементация в твердом карбюризаторе**

Почти готовые изделия, с припуском под шлифование, укладывают в металлические ящики и пересыпают твердым карбюризатором. Используется древесный уголь с добавками углекислых солей  $\text{BaCO}_3$ ,  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  в количестве 10...40 %. Закрытые ящики укладывают в печь и выдерживают при температуре 930...950 °С.

За счет кислорода воздуха происходит неполное сгорание угля с образованием



окси углерода ( $CO$ ), которая разлагается с образованием атомарного углерода по реакции:



Образующиеся атомы углерода адсорбируются поверхностью изделий и диффундируют вглубь металла.

Недостатками данного способа являются:

- значительные затраты времени (для цементации на глубину  $0,1$  мм затрачивается  $1$  час);
- низкая производительность процесса;
- громоздкое оборудование;
- сложность автоматизации процесса.

Способ применяется в мелкосерийном производстве.

### Газовая цементация

Процесс осуществляется в печах с герметической камерой, наполненной газовым карбюризатором.

Атмосфера углеродосодержащих газов включает азот, водород, водяные пары, которые образуют газ-носитель, а также окись углерода, метан и другие углеводороды, которые являются активными газами.

Глубина цементации определяется температурой нагрева и временем выдержки.

Преимущества способа:

- возможность получения заданной концентрации углерода в слое (можно регулировать содержание углерода, изменяя соотношение составляющих атмосферу газов);
- сокращение длительности процесса за счет упрощения последующей термической обработки;
- возможность полной механизации и автоматизации процесса.

Способ применяется в серийном и массовом производстве.

### Структура цементованного слоя

Структура цементованного слоя представлена на рис. 15.1.

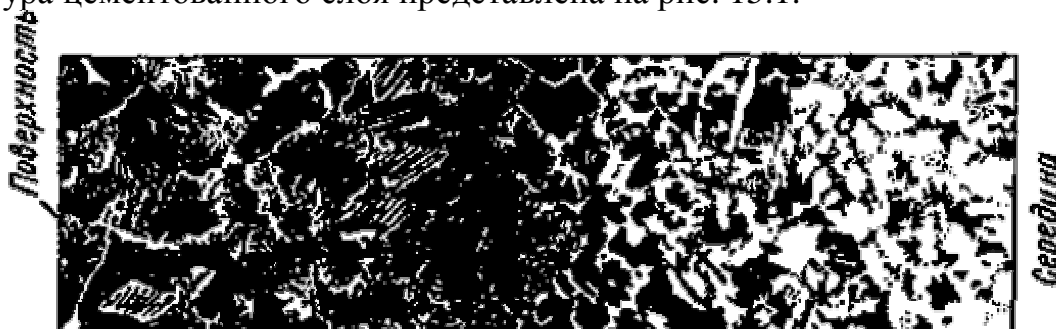


Рис. 15.1. Структура цементованного слоя

На поверхности изделия образуется слой заэвтектоидной стали, состоящий из перлита и цементита. По мере удаления от поверхности, содержание углерода снижается и следующая зона состоит только из перлита. Затем появляются зерна феррита, их количество, по мере удаления от поверхности увеличивается. И, наконец, структура стано-

вится отвечающей исходному составу.

### Термическая обработка после цементации

В результате цементации достигается только выгодное распределение углерода по сечению. Окончательно формирует свойства цементованной детали последующая термообработка. Все изделия подвергают закалке с низким отпуском. После закалки цементованное изделие приобретает высокую твердость и износостойкость, повышается предел контактной выносливости и предел выносливости при изгибе, при сохранении вязкой сердцевины.

Комплекс термической обработки зависит от материала и назначения изделия.

Графики различных комплексов термической обработки представлены на рис. 15.2.

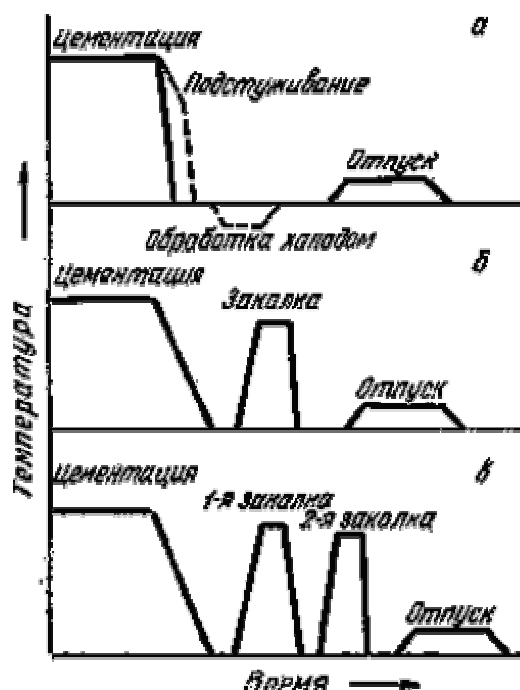


Рис. 15.2. Режимы термической обработки цементованных изделий

Если сталь наследственно мелкозернистая или изделия неответственного назначения, то проводят однократную закалку с температуры  $820...850^{\circ}\text{C}$  (рис. 15.2 б). При этом обеспечивается получение высокоуглеродистого мартенсита в цементованном слое, а также частичная перекристаллизация и измельчение зерна сердцевины.

При газовой цементации изделия по окончании процесса подстуживают до этих температур, а затем проводят закалку (не требуется повторный нагрев под закалку) (рис. 15.2 а).

Для удовлетворения особо высоких требований, предъявляемых к механическим свойствам цементованных деталей, применяют двойную закалку (рис. 15.2 в).

Первая закалка (или нормализация) проводится с температуры  $880...900^{\circ}\text{C}$  для исправления структуры сердцевины.

Вторая закалка проводится с температуры  $760...780^{\circ}\text{C}$  для получения мелкоиглового мартенсита в поверхностном слое.

Завершающей операцией термической обработки всегда является низкий отпуск, проводимый при температуре  $150...180^{\circ}\text{C}$ . В результате отпуска в поверхностном слое

получают структуру мартенсита отпуска, частично снимаются напряжения.

Цементации подвергают зубчатые колеса, поршневые кольца, червяки, оси, ролики.

## **Азотирование**

*Азотирование* – химико-термическая обработка, при которой поверхностные слои насыщаются азотом.

Впервые азотирование осуществил Чижевский И.П., промышленное применение – в двадцатые годы.

При азотировании увеличиваются не только твердость и износостойкость, но также повышается коррозионная стойкость.

При азотировании изделия загружают в герметичные печи, куда поступает аммиак  $NH_3$  с определенной скоростью. При нагреве аммиак диссоциирует по реакции:  $2NH_3 \rightarrow 2N + 3H_2$ . Атомарный азот поглощается поверхностью и диффундирует вглубь изделия.

Фазы, получающиеся в азотированном слое углеродистых сталей, не обеспечивают высокой твердость, и образующийся слой хрупкий.

Для азотирования используют стали, содержащие алюминий, молибден, хром, титан. Нитриды этих элементов дисперсны и обладают высокой твердостью и термической устойчивостью.

Типовые азотируемые стали: *38ХМЮА, 35ХМЮА, 30ХТ2НЗЮ.*

Глубина и поверхностная твердость азотированного слоя зависят от ряда факторов, из которых основные: температура азотирования, продолжительность азотирования и состав азотируемой стали.

В зависимости от условий работы деталей различают азотирование:

- для повышения поверхностной твердости и износостойкости;
- для улучшения коррозионной стойкости (антикоррозионное азотирование).

В первом случае процесс проводят при температуре  $500...560^\circ C$  в течение  $24...90$  часов, так как скорость азотирования составляет  $0,01$  мм/ч. Содержание азота в поверхностном слое составляет  $10...12$  %, толщина слоя ( $h$ ) –  $0,3...0,6$  мм. На поверхности получают твердость около  $1000$  HV. Охлаждение проводят вместе с печью в потоке аммиака.

Значительное сокращение времени азотирования достигается при ионном азотировании, когда между катодом (деталью) и анодом (контейнерной установкой) возбуждается тлеющий разряд. Происходит ионизация азотосодержащего газа, и ионы бомбардируя поверхность катода, нагревают его до температуры насыщения. Катодное распыление осуществляется в течение  $5...60$  мин при напряжении  $1100...1400$  В и давлении  $0,1...0,2$  мм рт. ст., рабочее напряжение  $400...1100$  В, продолжительность процесса до  $24$  часов.

Антикоррозионное азотирование проводят и для легированных, и для углеродистых сталей. Температура проведения азотирования –  $650...700^\circ C$ , продолжительность процесса –  $10$  часов. На поверхности образуется слой  $\epsilon$  – фазы толщиной  $0,01...0,03$  мм, который обладает высокой стойкостью против коррозии. ( $\epsilon$  – фаза – твердый раствор на основе нитрида железа  $Fe_3N$ , имеющий гексагональную решетку).

Азотирование проводят на готовых изделиях, прошедших окончательную механическую и термическую обработку (закалка с высоким отпуском).

После азотирования в сердцевине изделия сохраняется структура сорбита, которая обеспечивает повышенную прочность и вязкость.

### **Цианирование и нитроцементация**

*Цианирование* – химико-термическая обработка, при которой поверхность насыщается одновременно углеродом и азотом.

Осуществляется в ваннах с расплавленными цианистыми солями, например  $NaCN$  с добавками солей  $NaCl$ ,  $BaCl$  и др. При окислении цианистого натрия образуется атомарный азот и окись углерода:



Глубина слоя и концентрация в нем углерода и азота зависят от температуры процесса и его продолжительности.

Цианированный слой обладает высокой твердостью 58...62 HRC и хорошо сопротивляется износу. Повышаются усталостная прочность и коррозионная стойкость.

Продолжительности процесса 0,5...2 часа.

*Высокотемпературное цианирование* – проводится при температуре 800...950°C, сопровождается преимущественным насыщением стали углеродом до 0,6...1,2 %, (жидкостная цементация). Содержание азота в цианированном слое 0,2...0,6 %, толщина слоя 0,15...2 мм. После цианирования изделия подвергаются закалке и низкому отпуску. Окончательная структура цианированного слоя состоит из тонкого слоя карбонитридов  $Fe_2(C, N)$ , а затем азотистый мартенсит.

По сравнению с цементацией высокотемпературное цианирование происходит с большей скоростью, приводит к меньшей деформации деталей, обеспечивает большую твердость и сопротивление износу.

*Низкотемпературное цианирование* – проводится при температуре 540...600°C, сопровождается преимущественным насыщением стали азотом

Проводится для инструментов из быстрорежущих, высокохромистых сталей, является окончательной обработкой.

Основным недостатком цианирования является ядовитость цианистых солей.

*Нитроцементация* – газовое цианирование, осуществляется в газовых смесях из цементующего газа и диссоциированного аммиака.

Состав газа температура процесса определяют соотношение углерода и азота в цианированном слое. Глубина слоя зависит от температуры и продолжительности выдержки.

*Высокотемпературная нитроцементация* проводится при температуре 830...950°C, для машиностроительных деталей из углеродистых и малолегированных сталей при повышенном содержании аммиака. Завершающей термической обработкой является закалка с низким отпуском. Твердость достигает 56...62 HRC.

На ВАЗе 95 % деталей подвергаются нитроцементации.

*Низкотемпературной нитроцементации* подвергают инструмент из быстрорежущей стали после термической обработки (закалки и отпуска). Процесс проводят при температуре 530...570°C, в течение 1,5...3 часов. Образуется поверхностный слой толщиной 0,02...0,004 мм с твердостью 900...1200 HV.

Нитроцементация характеризуется безопасностью в работе, низкой стоимостью.

### **Диффузионная металлизация**

*Диффузионная металлизация* – химико-термическая обработка, при которой поверхность стальных изделий насыщается различными элементами: алюминием, хромом, кремнием, бором и др.

При насыщении хромом процесс называют *хромированием*, алюминием – *алитированием*, кремнием – *силицированием*, бором – *борированием*.

Диффузионную металлизацию можно проводить в твердых, жидких и газообразных средах.

При *твердой диффузионной металлизации* металлизатором является ферросплав с добавлением хлористого аммония ( $NH_4Cl$ ). В результате реакции металлизатора с  $HCl$  или  $Cl_2$  образуется соединение хлора с металлом ( $AlCl_3$ ,  $CrCl_2$ ,  $SiCl_4$ ), которые при контакте с поверхностью диссоциируют с образованием свободных атомов.

*Жидкая диффузионная металлизация* проводится погружением детали в расплавленный металл (например, алюминий).

*Газовая диффузионная металлизация* проводится в газовых средах, являющихся хлоридами различных металлов.

Диффузия металлов протекает очень медленно, так как образуются растворы замещения, поэтому при одинаковых температурах диффузионные слои в десятки и сотни раз тоньше, чем при цементации.

Диффузионная металлизация – процесс дорогостоящий, осуществляется при высоких температурах ( $1000...1200^\circ C$ ) в течение длительного времени.

Одним из основных свойств металлизированных поверхностей является жаростойкость, поэтому жаростойкие детали для рабочих температур  $1000...1200^\circ C$  изготавливают из простых углеродистых сталей с последующим алитированием, хромированием или силицированием.

Исключительно высокой твердостью ( $2000\text{ HV}$ ) и высоким сопротивлением износу из-за образования боридов железа ( $FeB$ ,  $FeB_2$ ) характеризуются борированные слои, но эти слои очень хрупкие.

## Лекция 16

### Методы упрочнения металла.

1. Термомеханическая обработка стали
2. Поверхностное упрочнение стальных деталей
3. Закалка токами высокой частоты.
4. Газопламенная закалка.
5. Старение
6. Обработка стали холодом
7. Упрочнение методом пластической деформации

#### Термомеханическая обработка стали

Одним из технологических процессов упрочняющей обработки является *термомеханическая обработка (ТМО)*.

Термомеханическая обработка относится к комбинированным способам изменения строения и свойств материалов.

При термомеханической обработке совмещаются пластическая деформация и термическая обработка (закалка предварительно деформированной стали в аустенитном состоянии).

Преимуществом термомеханической обработки является то, что при существенном увеличении прочности характеристики пластичности снижаются незначительно, а ударная вязкость выше в 1,5...2 раза по сравнению с ударной вязкостью для той же стали после закалки с низким отпуском.

В зависимости от температуры, при которой проводят деформацию, различают высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО) и низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО).

Сущность высокотемпературной термомеханической обработки заключается в нагреве стали до температуры аустенитного состояния (выше  $A_3$ ). При этой температуре осуществляют деформацию стали, что ведет к наклепу аустенита. Сталь с таким состоянием аустенита подвергают закалке (рис. 16.1 а).

Высокотемпературная термомеханическая обработка практически устраняет развитие отпускной хрупкости в опасном интервале температур, ослабляет необратимую отпускную хрупкость и резко повышает ударную вязкость при комнатной температуре. Понижается температурный порог хладоломкости. Высокотемпературная термомеханическая обработка повышает сопротивление хрупкому разрушению, уменьшает чувствительность к трещинообразованию при термической обработке.

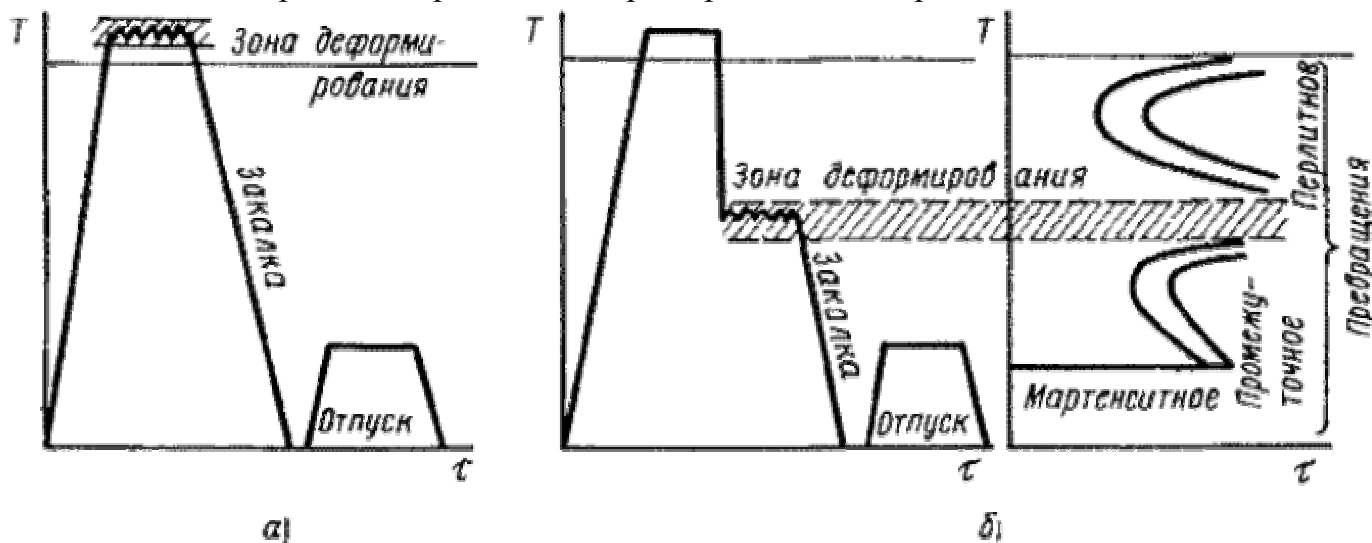


Рис. 16.1. Схема режимов термомеханической обработки стали: а – высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО); б – низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО).

Высокотемпературную термомеханическую обработку эффективно использовать для углеродистых, легированных, конструкционных, пружинных и инструментальных сталей.

Последующий отпуск при температуре 100...200°C проводится для сохранения высоких значений прочности.

Низкотемпературная термомеханическая обработка (аусформинг).

Сталь нагревают до аустенитного состояния. Затем выдерживают при высокой температуре, производят охлаждение до температуры, выше температуры начала мартенситного превращения (400...600°C), но ниже температуры рекристаллизации, и при этой температуре осуществляют обработку давлением и закалку (рис. 16.1 б).

Низкотемпературная термомеханическая обработка, хотя и дает более высокое упрочнение, но не снижает склонности стали к отпускной хрупкости. Кроме того, она требует высоких степеней деформации (75...95 %), поэтому требуется мощное оборудование.

Низкотемпературную термомеханическую обработку применяют к среднеуглеродистым легированным сталям, закаливаемым на мартенсит, которые имеют вторичную стабильность аустенита.

Повышение прочности при термомеханической обработке объясняют тем, что в результате деформации аустенита происходит дробление его зерен (блоков). Размеры блоков уменьшаются в два – четыре раза по сравнению с обычной закалкой. Также увеличивается плотность дислокаций. При последующей закалке такого аустенита образуются более мелкие пластинки мартенсита, снижаются напряжения.

Механические свойства после разных видов ТМО для машиностроительных сталей в среднем имеют следующие характеристики (см. табл. 16.1):

Таблица 16.1. Механические свойства сталей после ТМО

	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
НТМО	2400...2900	2000...2400	5...8	15...30
ВТМО	2100...2700	1900...2200	7...9	25... 40
ТО	1400	1100	2	3
				(сталь 40 после обычной закалки)

Термомеханическую обработку применяют и для других сплавов.

## Поверхностное упрочнение стальных деталей

Конструкционная прочность часто зависит от состояния материала в поверхностных слоях детали. Одним из способов поверхностного упрочнения стальных деталей является *поверхностная закалка*.

В результате поверхностной закалки увеличивается твердость поверхностных слоев изделия с одновременным повышением сопротивления истиранию и предела выносливости.

Общим для всех видов поверхностной закалки является нагрев поверхностного слоя детали до температуры закалки с последующим быстрым охлаждением. Эти способы различаются методами нагрева деталей. Толщина закаленного слоя при поверхностной закалке определяется глубиной нагрева.

Наибольшее распространение имеют электротермическая закалка с нагревом изделий токами высокой частоты (ТВЧ) и газопламенная закалка с нагревом газокислородным или кислородно-керосиновым пламенем.

### Закалка токами высокой частоты

Метод разработан советским ученым Вологдиным В.П.

Основан на том, что если в переменное магнитное поле, создаваемое проводником-индуктором, поместить металлическую деталь, то в ней будут индуцироваться вихревые токи, вызывающие нагрев металла. Чем больше частота тока, тем тоньше получается закаленный слой.

Обычно используются машинные генераторы с частотой 50...15000 Гц и ламповые генераторы с частотой больше  $10^6$  Гц. Глубина закаленного слоя – до 2 мм.

Индукторы изготавливаются из медных трубок, внутри которых циркулирует вода, благодаря чему они не нагреваются. Форма индуктора соответствует внешней форме изделия, при этом необходимо постоянство зазора между индуктором и поверхностью изделия.

Схема технологического процесса закалки ТВЧ представлена на рис. 16.2.

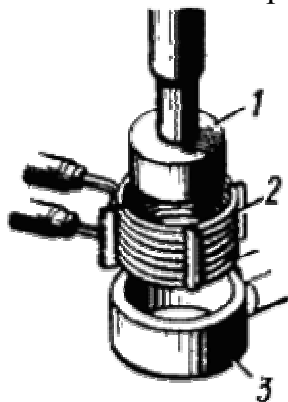


Рис. 16.2. Схема технологического процесса закалки ТВЧ

После нагрева в течение 3...5 с индуктора 2 деталь 1 быстро перемещается в специальное охлаждающее устройство – спрейер 3, через отверстия которого на нагретую поверхность разбрызгивается закалочная жидкость.

Высокая скорость нагрева смещает фазовые превращения в область более высоких температур. Температура закалки при нагреве токами высокой частоты должна быть выше, чем при обычном нагреве.

При правильных режимах нагрева после охлаждения получается структура мелкоигольчатого мартенсита. Твердость повышается на 2...4 HRC по сравнению с обычной закалкой, возрастает износостойкость и предел выносливости.

Перед закалкой ТВЧ изделие подвергают нормализации, а после закалки низкому отпуску при температуре 150...200°C (самоотпуск).

Наиболее целесообразно использовать этот метод для изделий из сталей с содержанием углерода более 0,4 %.

#### **Преимущества метода:**

- большая экономичность, нет необходимости нагревать все изделие;
- более высокие механические свойства;
- отсутствие обезуглероживания и окисления поверхности детали;
- снижение брака по короблению и образованию закалочных трещин;
- возможность автоматизации процесса;
- использование закалки ТВЧ позволяет заменить легированные стали на более дешевые углеродистые;
- позволяет проводить закалку отдельных участков детали.

**Основной недостаток метода** – высокая стоимость индукционных установок и индукторов.

Целесообразно использовать в серийном и массовом производстве.

#### **Газопламенная закалка**

Нагрев осуществляется ацетиленокислородным, газокислородным или керосинокислородным пламенем с температурой 3000...3200°C.



Структура поверхностного слоя после закалки состоит из мартенсита, мартенсита и феррита. Толщина закаленного слоя 2...4 мм, твердость 50...56 HRC.

Метод применяется для закалки крупных изделий, имеющих сложную поверхность (косозубые шестерни, червяки), для закалки стальных и чугуновых прокатных валков. Используется в массовом и индивидуальном производстве, а также при ремонтных работах.

При нагреве крупных изделий горелки и охлаждающие устройства перемещаются вдоль изделия, или – наоборот.

#### **Недостатки метода:**

- невысокая производительность;
- сложность регулирования глубины закаленного слоя и температуры нагрева (возможность перегрева).

## **Старение**

Отпуск применяется к сплавам, которые подвергнуты закалке с полиморфным превращением.

К материалам, подвергнутым закалке без полиморфного превращения, применяется *старение*.

Закалка без полиморфного превращения – термическая обработка, фиксирующая при более низкой температуре состояние, свойственное сплаву при более высоких температурах (пересыщенный твердый раствор).

*Старение* – термическая обработка, при которой главным процессом является распад пересыщенного твердого раствора.

В результате старения происходит изменение свойств закаленных сплавов.

В отличие от отпуска, после старения увеличиваются прочность и твердость, и уменьшается пластичность.

Старение сплавов связано с переменной растворимостью избыточной фазы, а упрочнение при старении происходит в результате дисперсионных выделений при распаде пересыщенного твердого раствора и возникающих при этом внутренних напряжений.

В стареющих сплавах выделения из твердых растворов встречаются в следующих основных формах:

- тонкопластинчатой (дискообразной);
- равноосной (сферической или кубической);
- игольчатой.

Форма выделений определяется конкурирующими факторами: поверхностной энергией и энергией упругой деформации, стремящимися к минимуму.

Поверхностная энергия минимальна для равноосных выделений. Энергия упругих искажений минимальна для выделений в виде тонких пластин.

Основное назначение старения – повышение прочности и стабилизация свойств.

Различают старение естественное, искусственное и после пластической деформации.

*Естественным старением* называется самопроизвольное повышение прочности и уменьшение пластичности закаленного сплава, происходящее в процессе его выдержки при нормальной температуре.

Нагрев сплава увеличивает подвижность атомов, что ускоряет процесс.

Повышение прочности в процессе выдержки при повышенных температурах называется *искусственным старением*.

Предел прочности, предел текучести и твердость сплава с увеличением продолжительности старения возрастают, достигают максимума и затем снижаются (явление перестаривания)

При естественном старении перестаривания не происходит. С повышением температуры стадия перестаривания достигается раньше.

Если закаленный сплав, имеющий структуру пересыщенного твердого раствора, подвергнуть пластической деформации, то также ускоряются процессы, протекающие при старении – это *деформационное старение*.

Старение охватывает все процессы, происходящие в пересыщенном твердом растворе: процессы, подготавливающие выделение, и сами процессы выделения.

Для практики большое значение имеет инкубационный период – время, в течение которого в закаленном сплаве совершаются подготовительные процессы, когда сохраняется высокая пластичность. Это позволяет проводить холодную деформацию после закалки.

Если при старении происходят только процессы выделения, то явление называется *дисперсионным твердением*.

После старения повышается прочность и снижается пластичность низкоуглеродистых сталей в результате дисперсных выделений в феррите цементита третичного и нитридов.

Старение является основным способом упрочнения алюминиевых и медных сплавов, а также многих жаропрочных сплавов.

## **Обработка стали холодом**

Высокоуглеродистые и многие легированные стали имеют температуру конца мартенситного превращения ( $M_k$ ) ниже  $0^\circ\text{C}$ . Поэтому в структуре стали после закалки наблюдается значительное количество остаточного аустенита, который снижает твердость изделия, а также ухудшает магнитные характеристики. Для устранения аустенита остаточного проводят дополнительное охлаждение детали в области отрицательных температур, до температуры ниже  $t. M_k$  ( $- 80^\circ\text{C}$ ). Обычно для этого используют сухой лед.

Такая обработка называется *обработкой стали холодом*.

Обработку холодом необходимо проводить сразу после закалки, чтобы не допустить стабилизации аустенита. Увеличение твердости после обработки холодом обычно составляет 1...4 HRC.

После обработки холодом сталь подвергают низкому отпуску, так как обработка холодом не снижает внутренних напряжений.

Обработке холодом подвергают детали шарикоподшипников, точных механизмов, измерительные инструменты.

## **Упрочнение методом пластической деформации**

Основное назначение методов механического упрочнения поверхности – повышение усталостной прочности.

Методы механического упрочнения – наклепывание поверхностного слоя на глу-

бину 0,2...0,4 мм.

Разновидностями являются дробеструйная обработка и обработка роликами.

*Дробеструйная обработка* – обработка дробью поверхности готовых деталей.

Осуществляется с помощью специальных дробеструйных установок, выбрасывающих стальную или чугунную дробь на поверхность обрабатываемых деталей. Диаметр дроби – 0,2...4 мм. Удары дроби вызывают пластическую деформацию на глубину 0,2...0,4 мм.

Применяют для упрочнения деталей в канавках, на выступах. Подвергают изделия типа пружин, рессор, звенья цепей, гусениц, гильзы, поршни, зубчатые колеса.

При *обработке роликами* деформация осуществляется давлением ролика из твердого металла на поверхность обрабатываемого изделия.

При усилиях на ролик, превышающих предел текучести обрабатываемого материала, происходит наклеп на нужную глубину. Обработка улучшает микрогеометрию. Создание остаточных напряжений сжатия повышает предел усталости и долговечность изделия.

Обкатка роликами применяется при обработке шеек валов, проволоки, при калибровке труб, прутков.

Не требуется специальное оборудование, можно использовать токарные или строгальные станки.

## Лекция 17

### Конструкционные материалы. Легированные стали.

1. Конструкционные стали.
2. Легированные стали
3. Влияние элементов на полиморфизм железа
4. Влияние легирующих элементов на превращения в стали
5. Влияние легирующих элементов на превращение перлита в аустенит.
6. Влияние легирующих элементов на превращение переохлажденного аустенита.
7. Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение
8. Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске.
9. Классификация легированных сталей

#### **Конструкционные стали**

К конструкционным сталям, применяемым для изготовления разнообразных деталей машин, предъявляют следующие требования:

- сочетание высокой прочности и достаточной вязкости
- хорошие технологические свойства
- экономичность
- недефицитность

Высокая конструкционная прочность стали, достигается путем рационального выбора химического состава, режимов термической обработки, методов поверхностного упрочнения, улучшением металлургического качества.

Решающая роль в составе конструкционных сталей отводится углероду. Он увеличивает прочность стали, но снижает пластичность и вязкость, повышает порог хладодо-

ломкости. Поэтому его содержание регламентировано и редко превышает 0,6 %.

Влияние на конструкционную прочность оказывают легирующие элементы. Повышение конструкционной прочности при легировании связано с обеспечением высокой прокаливаемости, уменьшением критической скорости закалки, измельчением зерна.

Применение упрочняющей термической обработки улучшает комплекс механических свойств.

Металлургическое качество влияет на конструкционную прочность. Чистая сталь при одних и тех же прочностных свойствах имеет повышенные характеристики надежности.

### **Легированные стали**

Элементы, специально вводимые в сталь в определенных концентрациях с целью изменения ее строения и свойств, называются *легирующими элементами*, а стали – *легированными*.

Содержание легирующих элементов может изменяться в очень широких пределах: хром или никель – 1% и более процентов; ванадий, молибден, титан, ниобий – 0,1... 0,5%; также кремний и марганец – более 1 %. При содержании легирующих элементов до 0,1 % – микролегирование.

В конструкционных сталях легирование осуществляется с целью улучшения механических свойств (прочности, пластичности). Кроме того меняются физические, химические, эксплуатационные свойства.

Легирующие элементы повышают стоимость стали, поэтому их использование должно быть строго обосновано.

#### **Достоинства легированных сталей:**

- особенности обнаруживаются в термически обработанном состоянии, поэтому изготавливаются детали, подвергаемые термической обработке;
- улучшенные легированные стали обнаруживают более высокие показатели сопротивления пластическим деформациям ( $\sigma_T$ );
- легирующие элементы стабилизируют аустенит, поэтому прокаливаемость легированных сталей выше;
- возможно использование более «мягких» охладителей (снижается брак по закалочным трещинам и короблению), так как тормозится распад аустенита;
- повышаются запас вязкости и сопротивление хладоломкости, что приводит к повышению надежности деталей машин.

#### **Недостатки:**

- подвержены обратной отпускной хрупкости II рода;
- в высоколегированных сталях после закалки остается аустенит остаточный, который снижает твердость и сопротивление усталости, поэтому требуется дополнительная обработка;
- склонны к дендритной ликвации, так как скорость диффузии легирующих элементов в железе мала. Дендриты обедняются, а границы – междендритный материал – обогащаются легирующим элементом. Образуется *строчечная структура* послековки и прокатки, неоднородность свойств вдоль и поперек деформирования, поэтому необходим диффузионный отжиг.
- склонны к образованию флокенов.

Флокены – светлые пятна в изломе в поперечном сечении – мелкие трещины с различной ориентацией. Причина их появления – выделение водорода, растворенного в стали.

При быстром охлаждении от  $200^\circ$  водород остается в стали, выделяясь из твердого раствора, вызывает большое внутреннее давление, приводящее к образованию флокенов.

Меры борьбы: уменьшение содержания водорода при выплавке и снижение скорости охлаждения в интервале флокенообразования.

### **Влияние элементов на полиморфизм железа**

Все элементы, которые растворяются в железе, влияют на температурный интервал существования его аллотропических модификаций ( $A_3 = 911^\circ\text{C}$ ,  $A_4 = 1392^\circ\text{C}$ ).

В зависимости от расположения элементов в периодической системе и строения кристаллической решетки легирующего элемента возможны варианты взаимодействия легирующего элемента с железом. Им соответствуют и типы диаграмм состояния сплавов системы железо – легирующий элемент (рис. 17.1)

Большинство элементов или повышают  $A_4$  и снижают  $A_3$ , расширяя существовавшие  $\gamma$ -модификации (рис.17.1.а), или снижают  $A_4$  и повышают  $A_3$ , сужая область существования  $\gamma$ - модификации (рис.17.1.б).

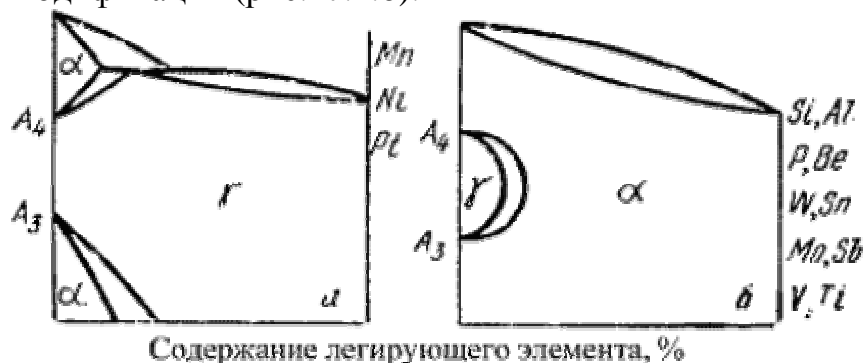


Рис. 17.1. Схематические диаграммы состояния Fe – легирующий элемент. а – для элементов, расширяющих область существования  $\gamma$ -модификации; б – для элементов, сужающих область существования  $\gamma$ -модификации

Свыше определенного содержания марганца, никеля и других элементов, имеющих гранцентрированную кубическую решетку,  $\gamma$ - состояние существует как стабильное от комнатной температуры до температуры плавления, такие сплавы на основе железа называются аустенитными.

При содержании ванадия, молибдена, кремния и других элементов, имеющих объемно-центрированную кубическую решетку. выше определенного предела устойчивым при всех температурах является  $\alpha$ - состояние. Такие сплавы на основе железа называются ферритными.

Аустенитные и ферритные сплавы не имеют превращений при нагреве и охлаждении.

### **Влияние легирующих элементов на превращения в стали**

#### **Влияние легирующих элементов на превращение перлита в аустенит**

Легирующие элементы в большинстве случаев растворяются в аустените, образуя твердые растворы замещения. Легированные стали требуют более высоких температур нагрева и более длительной выдержки для получения однородного аустенита, в котором растворяются карбиды легирующих элементов.

Малая склонность к росту аустенитного зерна – технологическое преимущество большинства легированных сталей. Все легирующие элементы снижают склонность аустенитного зерна к росту, кроме марганца и бора. Элементы, не образующие карбидов (кремний, кобальт, медь, никель), слабо влияют на рост зерна. Карбидообразующие элементы (хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан) сильно измельчают зерно.

### Влияние легирующих элементов на превращение переохлажденного аустенита

По влиянию на устойчивость аустенита и на форму С-образных кривых легирующие элементы разделяются на две группы.

Элементы, которые растворяются в феррите и цементите (кобальт, кремний, алюминий, медь, никель), оказывают только количественное влияние на процессы превращения. Замедляют превращение (большинство элементов), или ускоряют его (кобальт) (рис.17.2 а)

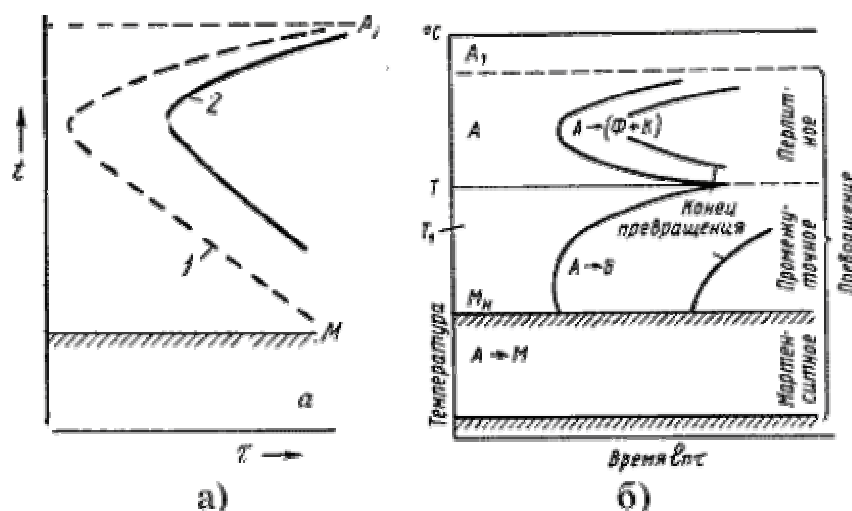


Рис 17.2. Влияние легирующих элементов на превращение переохлажденного аустенита: а – некарбидообразующие элементы; б — карбидообразующие элементы

Карбидообразующие элементы (хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан) вносят и качественные изменения в кинетику изотермического превращения. При разных температурах они по-разному влияют на скорость распада аустенита: при температуре 700...500°C — замедляют превращение в перлитной области, при температуре 500...400°C (образование троостита) – очень сильно замедляют превращение, при температуре 400...300°C (промежуточное превращение) – замедляет превращение аустенита в бейнит, но меньше, чем образование троостита. Это отражается на форме С-образных кривых: наблюдаются два максимума скорости изотермического распада, разделенных областью высокой устойчивости переохлажденного аустенита (рис. 17.2 б)

Температура максимальной устойчивости аустенита зависит от карбидообразующего элемента: хром – 400...500°C, вольфрам – 500...550°C, молибден – 550...575°C,

ванадий – 575...600°C. Время максимальной устойчивости при заданной температуре возрастает с увеличением степени легированности (очень велико для высоколегированных сталей).

Важным является замедление скорости распада. Это способствует более глубокой прокаливаемости и переохлаждению аустенита до интервала мартенситного превращения при более медленном охлаждении (масло, воздух). Увеличивают прокаливаемость хром, никель, молибден, марганец, особенно при совместном легировании

### **Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение**

При нагреве большинство легирующих элементов растворяются в аустените. Карбиды титана и ниобия не растворяются. Эти карбиды тормозят рост аустенитного зерна при нагреве и обеспечивают получение мелкоиглочатого мартенсита при закалке. Остальные карбидообразующие элементы, а также некарбидообразующие, при нагреве растворяются в аустените и при закалке образуют *легированный мартенсит*.

Некоторые легирующие элементы (алюминий, кобальт) повышают мартенситную точку и уменьшают количество остаточного аустенита, другие не влияют на эту точку (кремний). Большинство элементов снижают мартенситную точку и увеличивают количество остаточного аустенита.

### **Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске**

Легирующие элементы замедляют процесс распада мартенсита: никель, марганец – незначительно; хром, молибден, кремний – заметно. Это связано с тем, что процессы при отпуске имеют диффузионный характер, а большинство элементов замедляют карбидное превращение. Легированные стали сохраняют структуру мартенсита отпуска до температуры 400...500°C. Так как в легированных сталях сохраняется значительное количество остаточного аустенита, то превращение его в мартенсит отпуска способствует сохранению твердости до высоких температур.

Таким образом, легированные стали при отпуске нагревают до более высоких температур или увеличивают выдержку.

### **Классификация легированных сталей**

Стали классифицируются по нескольким признакам.

1. По структуре после охлаждения на воздухе выделяются три основных класса сталей:

- перлитный;
- мартенситный;
- аустенитный

Стали перлитного класса характеризуются малым содержанием легирующих элементов; мартенситного – более значительным содержанием; аустенитного – высоким содержанием легирующих элементов.

Классификация связана с кинетикой распада аустенита. Диаграммы изотермического распада аустенита для сталей различных классов представлены на рис. 17.3

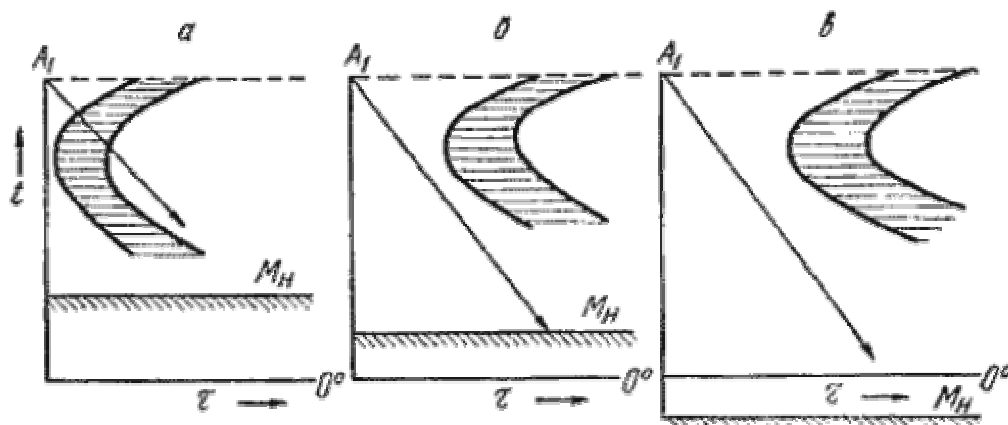


Рис.17.3. Диаграммы изотермического распада аустенита для сталей перлитного (а), мартенситного (б) и аустенитного (в) классов

По мере увеличения содержания легирующих элементов устойчивость аустенита в перлитной области возрастает, а температурная область мартенситного превращения снижается.

Для сталей перлитного класса кривая скорости охлаждения на воздухе пересекает область перлитного распада (рис. 17.3.а), поэтому образуются структуры перлита, сорбита или троостита.

Для сталей мартенситного класса область перлитного распада сдвинута вправо (рис.17.3 б). Охлаждение на воздухе не приводит к превращению в перлитной области. Аустенит переохлаждается до температуры мартенситного превращения и происходит образование мартенсита.

Для сталей аустенитного класса увеличение содержания углерода и легирующих элементов сдвигает вправо область перлитного распада, а также снижает мартенситную точку, переводя ее в область отрицательных температур (рис. 17.3.в). Сталь охлаждается на воздухе до комнатной температуры, сохраняя аустенитное состояние.

2. По степени легирования (по содержанию легирующих элементов):

- низколегированные – 2,5...5 %;
- среднелегированные – до 10 %;
- высоколегированные – более 10%.

3. По числу легирующих элементов:

- трехкомпонентные (железо, углерод, легирующий элемент);
- четырехкомпонентные (железо, углерод, два легирующих элемента) и так далее.

4. По составу:

никелевые, хромистые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и так далее (признак– наличие тех или иных легирующих элементов).

5. По назначению:

- конструкционные;
- инструментальные (режущие, мерительные, штамповые);
- стали и сплавы с особыми свойствами (резко выраженные свойства – нержавеющие, жаропрочные и термоустойчивые, износостойчивые, с особыми магнитными и электрическими свойствами).

## Лекция 18

### Конструкционные стали. Классификация конструкционных сталей.



1. Классификация конструкционных сталей
2. Углеродистые стали.
3. Цементуемые и улучшаемые стали
4. Цементуемые стали.
5. Улучшаемые стали.
6. Высокопрочные, пружинные, шарикоподшипниковые, износостойкие и автоматные стали
7. Высокопрочные стали.
8. Пружинные стали.
9. Шарикоподшипниковые стали.
10. Стали для изделий, работающих при низких температурах
11. Износостойкие стали.
12. Автоматные стали.

## **Классификация конструкционных сталей**

Машиностроительные стали предназначены для изготовления различных деталей машин и механизмов.

Они классифицируются:

- по химическому составу ( углеродистые и легированные);
- по обработке (цементуемые, улучшаемые);
- по назначению (пружинные, шарикоподшипниковые).

### ***Углеродистые стали***

*Низкоуглеродистые стали* 05 кп, 08, 10, 10 пс обладают малой прочностью высокой пластичностью. Применяются без термической обработки для изготовления мало нагруженных деталей – шайб, прокладок и т.п.

*Среднеуглеродистые стали* 35, 40, 45 применяются после нормализации, термического улучшения, поверхностной закалки.

В нормализованном состоянии по сравнению с низкоотпущенным обладают большей прочностью, но меньшей пластичностью. После термического улучшения наблюдается наилучшее сочетание механических свойств. После поверхностной закалки обладают высокой поверхностной твердостью и сопротивлением износу.

*Высокоуглеродистые стали* 60, 65, 70,75 используются как рессорно-пружинные после среднего отпуска. В нормализованном состоянии – для прокатных валков, шпинделей станков.

Достоинства углеродистых качественных сталей – дешевизна и технологичность. Но из-за малой прокаливаемости эти стали не обеспечивают требуемый комплекс механических свойств в деталях сечением более 20 мм.

### ***Цементуемые и улучшаемые стали***

#### **Цементуемые стали.**

Используются для изготовления деталей, работающих на износ и подвергающихся действию переменных и ударных нагрузок. Детали должны сочетать высокую поверхностную прочность и твердость и достаточную вязкость сердцевины.

Цементации подвергаются низкоуглеродистые стали с содержанием углерода до

0,25%, что позволяет получить вязкую сердцевину. Для деталей, работающих с большими нагрузками, применяются стали с повышенным содержанием углерода (до 0,35 %).

С повышением содержания углерода прочность сердцевины увеличивается, а вязкость снижается. Детали подвергаются цианированию и нитроцементации.

*Цементуемые углеродистые стали 15, 20, 25* используются для изготовления деталей небольшого размера, работающих в условиях изнашивания при малых нагрузках (втулки, валики, оси, шпильки и др.). Твердость на поверхности составляет 60...64 HRC, сердцевина остается мягкой.

*Цементуемые легированные стали* применяют для более крупных и тяжелонагруженных деталей, в которых необходимо иметь, кроме высокой твердости поверхности, достаточно прочную сердцевину (кулачковые муфты, поршни, пальцы, втулки).

Хромистые стали 15X, 20X используются для изготовления небольших изделий простой формы, цементуемых на глубину  $h = 1 \dots 1,5$  мм. При закалке с охлаждением в масле, выполняемой после цементации, сердцевина имеет бейнитное строение. Вследствие этого хромистые стали обладают более высокими прочностными свойствами при несколько меньшей пластичности в сердцевине и большей прочностью в цементованном слое.

Дополнительное легирование хромистых сталей ванадием (сталь 15XФ), способствует получению более мелкого зерна, что улучшает пластичность и вязкость.

Никель увеличивает глубину цементованного слоя, препятствует росту зерна и образованию грубой цементитной сетки, оказывает положительное влияние на свойства сердцевины. Хромоникелевые стали 20ХН, 12ХН3А применяют для изготовления деталей средних и больших размеров, работающих на износ при больших нагрузках (зубчатые колеса, шлицевые валы). Одновременное легирование хромом и никелем, который растворяется в феррите, увеличивает прочность, пластичность и вязкость сердцевины и цементованного слоя. Стали мало чувствительны к перегреву. Большая устойчивость переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращений обеспечивает высокую прокаливаемость хромоникелевых сталей и позволяет проводить закалку крупных деталей с охлаждением в масле и на воздухе.

Стали, дополнительно легированные вольфрамом или молибденом (18X2H4BA, 18X2H4MA), применяют для изготовления крупных тяжелонагруженных деталей. Эти стали являются лучшими конструкционными сталями, но дефицитность никеля ограничивает их применение.

Хромомарганцевые стали применяют вместо дорогих хромоникелевых, однако эти стали менее устойчивы к перегреву и имеют меньшую вязкость. Введение небольшого количества титана (0,06...0,12 %) уменьшает склонность стали к перегреву (стали 18ХГТ, 30ХГТ).

С целью повышения прочности применяют легирование бором (0,001...0,005 %) 20ХГР, но бор способствует росту зерна при нагреве.

## **Улучшаемые стали**

Стали, подвергаемые термическому улучшению, широко применяют для изготовления различных деталей, работающих в сложных напряженных условиях (при действии разнообразных нагрузок, в том числе переменных и динамических). Стали приобретают структуру сорбита, хорошо воспринимающую ударные нагрузки. Важное зна-

чение имеет сопротивление хрупкому разрушению.

Улучшению подвергаются среднеуглеродистые стали с содержанием углерода 0,30...0,50 %.

*Улучшаемые углеродистые стали* 35, 40, 45 дешевы, из них изготавливают детали, испытывающие небольшие напряжения (сталь 35), и детали, требующие повышенной прочности (стали 40, 45). Но термическое улучшение этих сталей обеспечивает высокий комплекс механических свойств только в деталях небольшого сечения, так как стали обладают низкой прокаливаемостью. Стали этой группы можно использовать и в нормализованном состоянии.

Детали, требующие высокой поверхностной твердости при вязкой сердцевине (зубчатые колеса, валы, оси, втулки), подвергаются поверхностной закалке токами высокой частоты. Для снятия напряжений проводят низкий отпуск.

### **Улучшаемые легированные стали**

Улучшаемые легированные стали применяют для более крупных и более нагруженных ответственных деталей. Стали обладают лучшим комплексом механических свойств: выше прочность при сохранении достаточной вязкости и пластичности, ниже порог хладоломкости.

*Хромистые стали* 30Х, 40Х, 50Х используются для изготовления небольших средненагруженных деталей. Эти стали склонны к отпускной хрупкости, поэтому после высокого отпуска охлаждение должно быть быстрым.

Повышение прокаливаемости достигается микролегированием бором (35ХР). Введение в сталь ванадия значительно увеличивает вязкость (40ХФА).

*Хромокремнистые* (33ХС) и *хромокремниймарганцевые (хромансил)* (25ХГСА) стали обладают высокой прочностью и умеренной вязкостью. Стали хромансилы обладают высокой свариваемостью, из них изготавливают стыковочные сварные узлы, кронштейны, крепежные и другие детали. Широко применяются в автомобилестроении и авиации.

*Хромоникелевые стали* 45ХН, 30ХН3А отличаются хорошей прокаливаемостью, прочностью и вязкостью, но чувствительны к обратимой отпускной хрупкости. Для уменьшения чувствительности вводят молибден или вольфрам. Ванадий способствует измельчению зерна.

Стали 36Х2Н2МФА, 38ХН3ВА др. обладают лучшими свойствами, относятся к мартенситному классу, слабо разупрочняются при нагреве до 300...400 °С. из них изготавливаются валы и роторы турбин, тяжелонагруженные детали редукторов и компрессоров.

### ***Высокопрочные, пружинные, шарикоподшипниковые, износостойкие и автоматные стали***

#### **Высокопрочные стали**

Высокопрочными называют стали, имеющие предел прочности более 1500 МПа, который достигается подбором химического состава и оптимальной термической обработки.

Такой уровень прочности можно получить в *среднеуглеродистых легированных*

сталих, (30ХГСН2А,40ХН2МА), применяя закалку с низким отпуском (при температуре 200...250°С) или изотермическую закалку с получением структуры нижнего бейнита.

После изотермической закалки среднеуглеродистые легированные стали имеют несколько меньшую прочность, но большую пластичность и вязкость. Поэтому они более надежны в работе, чем закаленные и низкоотпущенные.

При высоком уровне прочности закаленные и низкоотпущенные среднеуглеродистые стали обладают повышенной чувствительностью к концентраторам напряжения, склонностью к хрупкому разрушению, поэтому их рекомендуется использовать для работы в условиях плавного нагружения.

Легирование вольфрамом, молибденом, ванадием затрудняет разупрочняющие процессы при температуре 200...300 °С, способствует получению мелкого зерна, понижает порог хладоломкости, повышает сопротивление хрупкому разрушению.

Высокая прочность может быть получена и за счет термомеханической обработки.

Стали 30ХГСА, 38ХНЗМА после низкотемпературной термомеханической обработки имеют предел прочности 2800 МПа, относительное удлинение и ударная вязкость увеличиваются в два раза по сравнению с обычной термической обработкой. Это связано с тем, что частичное выделение углерода из аустенита при деформации облегчает подвижность дислокаций внутри кристаллов мартенсита, что способствует увеличению пластичности.

*Мартенситно-стареющие стали* (03Н18К9М5Т, 04Х11Н9М2Д2ТЮ) превосходят по конструкционной прочности и технологичности среднеуглеродистые легированные стали. Они обладают малой чувствительностью к надрезам, высоким сопротивлением хрупкому разрушению и низким порогом хладоломкости при прочности около 2000 МПа.

Мартенситно-стареющие стали представляют собой безуглеродистые сплавы железа с никелем (8..25 %), дополнительно легированные кобальтом, молибденом, титаном, алюминием, хромом и другими элементами. Благодаря высокому содержанию никеля, кобальта и малой концентрации углерода в результате закалки в воде или на воздухе фиксируется высокопластичный, но низкопрочный железоникелевый мартенсит, пересыщенный легирующими элементами. Основное упрочнение происходит в процессе старения при температуре 450...550 °С за счет выделения из мартенситной матрицы когерентно с ней связанных мелкодисперсных фаз. Мартенситно-стареющие стали обладают высокой конструкционной прочностью в интервале температур от криогенных до 500 °С и рекомендуются для изготовления корпусов ракетных двигателей, стволов артиллерийского и стрелкового оружия, корпусов подводных лодок, батискафов, высоконагруженных дисков турбомашин, зубчатых колес, шпинделей, червяков и т.д.

## **Пружинные стали**

Пружины, рессоры и другие упругие элементы являются важнейшими деталями различных машин и механизмов. В работе они испытывают многократные переменные нагрузки. Под действием нагрузки пружины и рессоры упруго деформируются, а после прекращения действия нагрузки восстанавливают свою первоначальную форму и размеры. Особенностью работы является то, что при значительных статических и ударных нагрузках они должны испытывать только упругую деформацию, остаточная деформация не допускается. Основные требования к пружинным сталям – обеспечение высоких

значений пределов упругости, текучести, выносливости, а также необходимой пластичности и сопротивления хрупкому разрушению, стойкости к релаксации напряжений.

Пружины работают в области упругих деформаций, когда между действующим напряжением и деформацией наблюдается пропорциональность. При длительной работе пропорциональность нарушается из-за перехода части энергии упругой деформации в энергию пластической деформации. Напряжения при этом снижаются.

Самопроизвольное снижение напряжений при постоянной суммарной деформации называется *релаксацией напряжений*.

Релаксация приводит к снижению упругости и надежности работы пружин.

Пружины изготавливаются из углеродистых (65, 70) и легированных (60С2, 50ХГС, 60С2ХФА, 55ХГР) конструкционных сталей.

Для упрочнения пружинных углеродистых сталей применяют холодную пластическую деформацию посредством дробеструйной и гидроабразивной обработок, в процессе которых в поверхностном слое деталей наводятся остаточные напряжения сжатия.

Повышенные значения предела упругости получают после закалки со средним отпуском при температуре 400...480 °С.

Для сталей, используемых для пружин, необходимо обеспечить сквозную прокаливаемость, чтобы получить структуру троостита по всему сечению.

Упругие и прочностные свойства пружинных сталей достигаются при изотермической закалке.

Пружинные стали легируют элементами, которые повышают предел упругости – кремнием, марганцем, хромом, вольфрамом, ванадием, бором.

В целях повышения усталостной прочности не допускается обезуглероживание при нагреве под закалку и требуется высокое качество поверхности.

Пружины и другие элементы специального назначения изготавливают из высокохромистых мартенситных (30Х13), мартенситно-старяющих (03Х12Н10Д2Т), аустенитных нержавеющей (12Х18Н10Т), аустенито-мартенситных (09Х15Н8Ю), быстрорежущих (Р18) и других сталей и сплавов.

## **Шарикоподшипниковые стали**

Подвергаются воздействию высоких нагрузок переменного характера. Основными требованиями являются высокая прочность и износостойкость, высокий предел выносливости, отсутствие концентраторов напряжений, неметаллических включений, полосей, ликваций.

Шарикоподшипниковые стали характеризуются высоким содержанием углерода (около 1 %) и наличием хрома (ШХ9, ШХ15).

Высокое содержание углерода и хрома после закалки обеспечивает структуру мартенсит плюс карбиды, высокой твердости, износостойкости, необходимой прокаливаемости.

Дальнейшее увеличение прокаливаемости достигается дополнительным легированием марганцем, кремнием (ШХ15СГ).

Повышены требования в отношении чистоты и равномерности распределения карбидов, в противном случае может произойти выкрашивание. Стали подвергаются строгому металлургическому контролю на наличие пористости, неметаллических включений, карбидной сетки, карбидной ликвации.

Термическая обработка включает отжиг, закалку и отпуск. Отжиг проводят послековки для снижения твердости и подготовки структуры к закалке. Температура закалки составляет 790...880 °С в зависимости от массивности деталей. Охлаждение – в масле (кольца, ролики), в водном растворе соды или соли (шарики). Отпуск стали проводят при температуре 150...170°С в течение 1...2 часов. Обеспечивается твердость 62...66 HRC.

Из стали ШХ9 изготавливают шарики и ролики небольших размеров, из стали ШХ15 – более крупные.

Детали подшипников качения, испытывающие большие динамические нагрузки (подшипники прокатных станков), изготавливают из сталей 20Х2Н4А и 18ХГТ с последующей глубокой цементацией на глубину 5...10 мм. Для деталей подшипников, работающих в азотной кислоте и других агрессивных средах, используется сталь 95Х18.

### **Стали для изделий, работающих при низких температурах**

Для изделий, работающих при низких температурах, необходимо применять стали с пониженным порогом хладоломкости. Особенно сильно понижены температурные пороги хладоломкости в никельсодержащих сталях. Эффективными материалами являются низколегированные малоуглеродистые стали, которые обладают хорошей свариваемостью.

В строительных металлоконструкциях наибольший эффект достигается при использовании термомеханически упрочненного проката.

Для обеспечения высокого комплекса механических свойств деталей машин используются малоуглеродистые стали, легированные элементами способствующими дисперсионному упрочнению и образованию мелкозернистой структуры после термической обработки, 10ХСНД, 15Г2СФ, 12ГН2МФАЮ.

Для работы при сверх низких температурах применяют криогенные стали и сплавы для изготовления емкостей для хранения и перевозки сжиженных газов, имеющих очень низкую температуру кипения (кислород – –183 °С, водород – –253 °С). Основными материалами для работы в подобных условиях являются аустенитные стали с повышенным содержанием никеля 10Х14Г14Н4Т, 10Х18Н10Т, 03Х20Н16АГ6.

### **Износостойкие стали**

Для работы в условиях изнашивания, сопровождаемого большими удельными нагрузками используется высокомарганцевая сталь 110Г13Л, имеющая в своем составе 1...1,4% углерода, 12...14 % марганца. Сталь имеет аустенитную структуру и относительно низкую твердость (200...250 НВ). В процессе работы, когда на деталь действуют высокие нагрузки, которые вызывают в материале напряжения, превосходящие предел текучести, происходит интенсивное наклепывание стали и рост ее твердости и износостойкости. При этом сталь сохраняет высокую вязкость. Благодаря этим свойствам сталь широко используется для изготовления корпусов шаровых мельниц, щек камнедробилок, крестовин рельсов, гусеничных траков, козырьков землечерпалок и т.д.

Склонность к интенсивному наклепу является характерной особенностью сталей аустенитного класса.

### **Автоматные стали**

Автоматными называют стали, обладающие повышенной обрабатываемостью резанием.

Эффективным металлургическим приемом повышения обрабатываемости резанием является введение в сталь серы, селена, теллура, кальция, которые изменяют состав неметаллических включений, а также свинца, который образует собственные включения.

Автоматные стали А12, А20 с повышенным содержанием серы и фосфора используются для изготовления малонагруженных деталей на станках автоматах (болты, винты, гайки, мелкие детали швейных, текстильных, счетных и других машин). Эти стали обладают улучшенной обрабатываемостью резанием, поверхность деталей получается чистой и ровной. Износостойкость может быть повышена цементацией и закалкой.

Стали А30 и А40Г предназначены для деталей, испытывающих более высокие нагрузки.

У автоматных сталей, содержащих свинец, (АС11, АС40), повышается стойкость инструмента в 1...3 раза и скорость резания на 25...50 %.

Легированные хромистые и хромоникелевые стали с присадкой свинца и кальция (АЦ45Г2, АСЦ30ХМ, АС20ХГНМ) используются для изготовления нагруженных деталей в автомобильной и тракторной промышленности.

Автоматные стали подвергают диффузионному отжигу при температуре 1100...1150°C, для устранения ликвации серы.

## **Лекция 19**

### **Инструментальные стали**

1. Стали для режущего инструмента
2. Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435).
3. Легированные инструментальные стали
4. Быстрорежущие стали
5. Стали для измерительных инструментов
6. Штамповые стали
7. Стали для штампов холодного деформирования.
8. Стали для штампов горячего деформирования
9. Твердые сплавы
10. Алмаз как материал для изготовления инструментов

#### **Стали для режущего инструмента**

Инструментальная сталь должна обладать высокой твердостью, износостойкостью, достаточной прочностью и вязкостью (для инструментов ударного действия).

Режущие кромки могут нагреваться до температуры 500...900°C, поэтому важным свойством является теплостойкость, т. е., способность сохранять высокую твердость и режущую способность при продолжительном нагреве (краснотойкость).

#### **Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435).**

Содержат 0,65...1,35% углерода.

Стали У7...У13А – обладают высокой твердостью, хорошо шлифуются, дешевы и недефицитны.

Из сталей марок У7, У8А изготавливают инструмент для работы по дереву и инструмент ударного действия, когда требуется повышенная вязкость – пуансоны, зубила, штампы, молотки.

Стали марок У9...У12 обладают более высокой твердостью и износостойкостью – используются для изготовления сверл, метчиков, фрез.

Сталь У13 обладает максимальной твердостью, используется для изготовления напильников, граверного инструмента.

Для снижения твердости и создания благоприятной структуры, все инструментальные стали до изготовления инструмента подвергают отжигу.

Для заэвтектоидных сталей проводят сфероидизирующий отжиг, в результате которого цементит вторичный приобретает зернистую форму. Регулируя скорость охлаждения можно получить любой размер зерен.

Окончательная термическая обработка – закалка с последующим отпуском.

Закалку для доэвтектоидных сталей проводят полную, а для заэвтектоидных – неполную. Структура закаленных сталей или мартенсит, или мартенсит и карбиды.

Температура отпуска выбирается в зависимости от твердости, необходимой для инструмента.

Для инструментов ударного действия, требующих повышенной вязкости, из сталей У7, У8 отпуск проводят при температуре 280...300°С, что обеспечивает твердость HRC 56...58.

Для напильников, метчиков, плашек отпуск проводят при температуре 150...200°С, при этом обеспечивается получение максимальной твердости — HRC 62...64.

Основными недостатками углеродистых инструментальных сталей является их невысокая прокаливаемость (5...10 мм), низкая теплостойкость (до 200°С), то есть инструменты могут работать только при невысоких скоростях резания.

## **Легированные инструментальные стали**

Содержат 0,9...1,4 % углерода. В качестве легирующих элементов содержат хром, вольфрам, ванадий, марганец, кремний и другие. Общее содержание легирующих элементов до 5%.

Высокая твердость и износостойкость в основном определяются высоким содержанием углерода. Легирование используется для повышения закаливаемости и прокаливаемости, сохранения мелкого зерна, повышения прочности и вязкости.

Термическая обработка включает закалку и отпуск.

Проводят закалку с температуры 800...850°С в масло или ступенчатую закалку, что уменьшает возможность коробления и образования закалочных трещин.

Отпуск проводят низкотемпературный, при температуре 150...200°С, что обеспечивает твердость HRC 61...66. Иногда, для увеличения вязкости, температуру отпуска увеличивают до 300°С, но при этом наблюдается снижение твердости HRC 55...60.

Для деревообрабатывающего инструмента из сталей 6ХС и 9ХФ рекомендуется изотермическая закалка, значительно улучшающая вязкость.

Повышенное содержание кремния (сталь 9ХС) способствует увеличению прокаливаемости до 40 мм и повышению устойчивости мартенсита при отпуске. Недостатками



сталей, содержащих кремний, являются чувствительность их к обезуглероживанию при термообработке, плохая обрабатываемость резанием и деформированием из-за упрочнения феррита кремнием.

Повышенное содержание марганца (стали ХВГ, 9ХВСГ) способствует увеличению количества остаточного аустенита, что уменьшает деформацию инструмента при закалке. Это особенно важно для инструмента, имеющего большую длину при малом диаметре, например, протяжек.

Хром увеличивает прокаливаемость и твердость после закалки.

Стали используются для изготовления инструмента и ударного, и режущего.

“Алмазная” сталь ХВ5 содержит 5% вольфрама. Благодаря присутствию вольфрама, в термически обработанном состоянии имеет избыточную мелкодисперсную карбидную фазу. Твердость составляет HRC 65...67. Сталь используется для изготовления инструмента, сохраняющего длительное время острую режущую кромку и высокую размерную точность (развертки, фасонные резцы, граверный инструмент).

### **Быстрорежущие стали**

Стали получили свое название за свойства. В следствии высокой теплостойкости (550...650°C), изготовленные из них инструменты могут работать с достаточно высокими скоростями резания.

Стали содержат 0,7...1,5 % углерода, до 18 % основного легирующего элемента – вольфрама, до 5 % хрома и молибдена, до 10 % кобальта

Добавление ванадия повышает износостойкость инструмента, но ухудшает шлифуемость. Кобальт повышает теплостойкость до 650°C и вторичную твердость HRC 67...70.

Микроструктура быстрорежущей стали в литом состоянии имеет эвтектическую структурную составляющую. Для получения оптимальных свойств инструментов из быстрорежущей стали необходимо по возможности устранить структурную неоднородность стали – карбидную ликвацию. Для этого слитки из быстрорежущей стали подвергаются интенсивной пластической деформации (ковке). При этом происходит дробление карбидов эвтектики и достигается более однородное распределение карбидов по сечению заготовки.

Затем проводят отжиг стали при температуре 860...900°C. Структура отожженной быстрорежущей стали – мелкозернистый (сорбитообразный) перлит и карбиды, мелкие эвтектоидные и более крупные первичные. Количество карбидов около 25 %. Сталь с такой структурой хорошо обрабатывается резанием. Подавляющее количество легирующих элементов находятся в карбидной фазе. Для получения оптимальных свойств стали в готовом инструменте необходимо при термической обработке обеспечить максимальное насыщение мартенсита легирующими элементами. При закалке быстрорежущие стали требуют нагрева до очень высоких температур, около 1280°C. Нагрев осуществляют в хорошо раскисленных соляных ваннах  $BaCl_2$ , что улучшает равномерность прогрева и снижает возможность обезуглероживания поверхности. Для снижения термических фазовых напряжений нагрев осуществляют ступенчато: замедляют нагрев при температурах 600...650°C и при 850...900°C. График режима термической обработки быстрорежущей стали представлен на рис. 19.1.

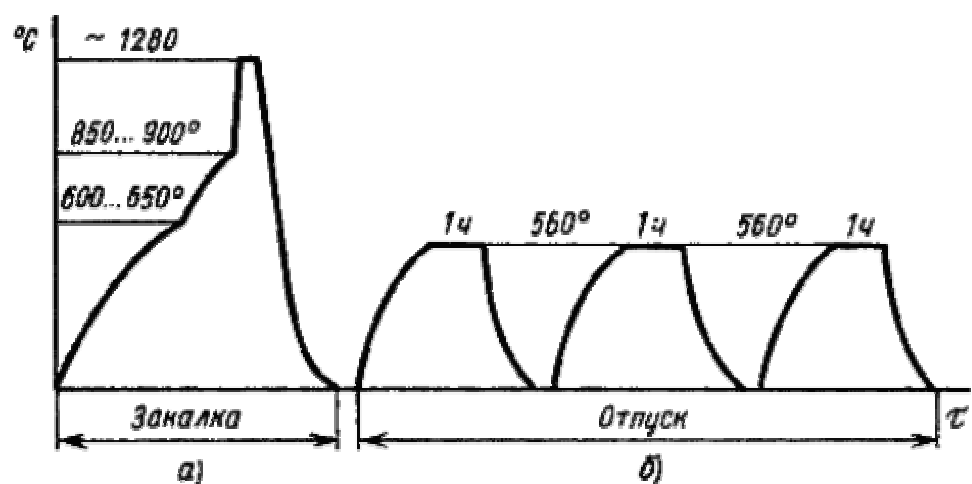


Рис.19.1. График режима термической обработки быстрорежущей стали

Охлаждение от закалочной температуры производится в масле. Структура стали после закалки состоит из легированного, очень тонкодисперсного мартенсита, значительного количества (30...40 %) остаточного аустенита и карбидов вольфрама. Твердость составляет 60...62 HRC. Наличие аустенита остаточного в структуре закаленной стали ухудшает режущие свойства.

Для максимального удаления аустенита остаточного проводят трехкратный отпуск при температуре 560°C. При нагреве под отпуск выше 400°C наблюдается увеличение твердости. Это объясняется тем, что из легированного остаточного аустенита выделяются легированные карбиды. Аустенит при охлаждении от температуры отпуска превращается в мартенсит отпуска, что вызывает прирост твердости. Увеличению твердости содействуют и выделившиеся при температуре отпуска мелкодисперсные карбиды легирующих элементов. Максимальная твердость достигается при температуре отпуска 560°C.

После однократного отпуска количество аустенита остаточного снижается до 10%. Чтобы уменьшить его количество до минимума, необходим трехкратный отпуск.

Твердость стали после отпуска составляет 64...65 HRC. Структура стали после термообработки состоит из мартенсита отпуска и карбидов.

При термической обработке быстрорежущих сталей применяют обработку холодом. После закалки сталь охлаждают до температуры — 80 ... — 100°C, после этого проводят однократный отпуск при температуре 560°C для снятия напряжений.

Иногда для повышения износостойкости быстрорежущих сталей применяют низкотемпературное цианирование.

Основными видами режущих инструментов из быстрорежущей стали являются резцы, сверла, долбяки, протяжки, метчики машинные, ножи для резки бумаги. Часто из быстрорежущей стали изготавливают только рабочую часть инструмента.

### **Стали для измерительных инструментов**

Основными требованиями, предъявляемыми к сталям, из которых изготавливаются измерительные инструменты, являются высокая твердость и износоустойчивость, стабильность в размерах в течение длительного времени. Последнее требование обеспечивается минимальным температурным коэффициентом линейного расширения и сведением к минимуму структурных превращений во времени.

Для изготовления измерительных инструментов применяются:

- высокоуглеродистые инструментальные стали, легированные и углеродистые (стали У12, Х, Х9, ХГ), после закалки и стабилизирующего низкотемпературного (120...170 °С) отпуска в течение 10...30 ч. До отпуска желательно провести обработку холодом. Получают твердость 62...67 HRC;
- малоуглеродистые стали (сталь 15, 20) после цементации и закалки с низким отпуском;
- нитралои (сталь 38ХМЮА) после азотирования на высокую твердость

### ***Штамповые стали***

Инструмент, применяемый для обработки металлов давлением (штампы, пуансоны, матрицы) изготавливают из штамповых сталей.

Различают стали для штампов холодного и горячего деформирования.

### **Стали для штампов холодного деформирования**

Стали должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, прочностью, вязкостью (чтобы воспринимать ударные нагрузки), сопротивлением пластическим деформациям.

Для штампов небольших размеров (до 25 мм) используют углеродистые инструментальные стали У10, У11, У12 после закалки и низкого отпуска на твердость 57...59 HRC. Это позволяет получить хорошую износостойкость и ударную вязкость.

Для более крупных изделий применяют легированные стали Х, Х9, Х6ВФ. Для повышения износостойкости инструмента после термической обработки проводят цианирование или хромирование рабочих поверхностей.

Для уменьшения брака при закалке необходимо медленное охлаждение в области температур мартенситного превращения (например, закалка из воды в масло для углеродистых сталей, ступенчатая закалка для легированных сталей).

Если штамповый инструмент испытывает ударные нагрузки, то используют стали, обладающие большей вязкостью (стали 4ХС4, 5ХНМ). Это достигается снижением содержания углерода, введением легирующих элементов и соответствующей термической обработкой. После закалки проводят высокий отпуск при температуре 480...580°С, что обеспечивает твердость 38...45 HRC.

### **Стали для штампов горячего деформирования**

Дополнительно к общим требованиям, от сталей этой группы требуется устойчивость против образования трещин при многократном нагреве и охлаждении, окалиностойкость, высокая теплопроводность для отвода теплоты от рабочих поверхностей штампа, высокая прокаливаемость для обеспечения высокой прочности по всему сечению инструмента.

Для изготовления молотовых штампов применяют хромоникелевые среднеуглеродистые стали 5ХНМ, 5ХНВ, 4ХСМФ. Вольфрам и молибден добавляют для снижения склонности к отпускной хрупкости. После термической обработки, включающей закалку с температуры 760...820°С и отпуск при 460...540°С, сталь имеет структуру – сорбит или троостит и сорбит отпуска. Твердость 40...45 HRC.

Штампы горячего прессования работают в более тяжелых условиях. Для их изготовления применяются стали повышенной теплостойкости. Сталь 3Х2В8Ф сохраняет теплостойкость до 650°C, но наличие карбидов вольфрама снижает вязкость. Сталь 4Х5В2ФС имеет высокую вязкость. Повышенное содержание хрома и кремния значительно увеличивает окалиностойкость стали.

### **Твердые сплавы**

В качестве материалов для инструментов используются *твердые сплавы*, которые состоят из твердых карбидов и связующей фазы. Они изготавливаются методами порошковой металлургии.

Характерной особенностью твердых сплавов является очень высокая твердость 87...92 HRC при достаточно высокой прочности. Твердость и прочность зависят от количества связующей фазы (кобальта) и величины зерен карбидов. Чем крупнее зерна карбидов, тем выше прочность. Твердые сплавы отличаются большой износостойкостью и теплостойкостью. Основными твердыми сплавами являются группы ВК (WC + Co), ТК (WC + TiC + Co), ТТК (WC + TiC + TaC + Co). Наиболее распространенными сплавами группы ВК являются сплавы марок ВК3, ВК6, ВК8, ВК20, где число показывает содержание кобальта в процентах, остальное – карбиды вольфрама WC. Сплавы группы ТК марок Т30К6, Т14К8 – первое число показывает содержание карбидов титана в процентах, второе – содержание кобальта в процентах. Сплавы этой группы лучше противостоят изнашиванию, обладают большей твердостью, тепло- и жаростойкостью, стойкостью к коррозии, но меньшей теплопроводностью и большей хрупкостью. Используются на средних и высоких скоростях резания.

Сплавы с малым количеством кобальта обладают повышенной твердостью и износостойкостью, но минимальной прочностью, Поэтому их используют для чистового точения (ВК3, Т30К4).

Сплавы с повышенным содержанием кобальта используют для чернового точения (ВК8, Т14К8).

Сплав ВК20 начинают использовать для армирования штампов, что повышает их износостойкость.

Износостойкость инструментов из твердых сплавов превышает износостойкость инструментов из быстрорежущих сталей в 10...20 раз и сохраняется до температур 800...1000°C.

### **Алмаз как материал для изготовления инструментов**

80 % добываемых природных алмазов и все синтетические алмазы используются в качестве инструментальных материалов.

Основное количество алмазов используется в виде алмазного порошка для изготовления алмазно-абразивного инструмента – шлифовальных кругов, притиров, хонеров, надфилей и др., для обработки особо твердых металлов и горных пород. Большое значение имеют заточные круги для твердосплавного инструмента, это увеличивает производительность труда и срок службы инструмента. Повышение стойкости твердосплавного инструмента обеспечивается высокой чистотой (отсутствие зазубрин, мелких трещин) лезвия инструмента.

Алмазный инструмент изготавливается в виде алмазосодержащих кругов с бакели-

товой или металлической связкой.

Также изготавливают алмазные резцы (для обработки корпусов часов), фильеры (для волочения проволоки из высокотвердых и драгоценных металлов) и др.

## Лекция 20

### Коррозионно-стойкие стали и сплавы. Жаростойкие стали и сплавы. Жаропрочные стали и сплавы

1. Коррозия электрохимическая и химическая.
2. Классификация коррозионно-стойких сталей и сплавов
3. Хромистые стали.
4. Жаростойкость, жаростойкие стали и сплавы.
5. Жаропрочность, жаропрочные стали и сплавы
6. Классификация жаропрочных сталей и сплавов

#### ***Коррозия электрохимическая и химическая.***

Разрушение металла под воздействием окружающей среды называют *коррозией*.

Коррозия помимо уничтожения металла отрицательно влияет на эксплуатационные характеристики деталей, содействуя всем видам разрушения.

Коррозия в зависимости от характера окружающей среды может быть химической и электрохимической.

*Электрохимическая* коррозия имеет место в водных растворах, а так же в обыкновенной атмосфере, где имеется влага.

Сущность этой коррозии в том, что ионы металла на поверхности детали, имея малую связь с глубинными ионами, легко отрываются от металла молекулами воды.

Металл, потеряв часть положительно заряженных частиц, ионов, заряжается отрицательно за счет избыточного количества оставшихся электронов. Одновременно слой воды, прилегающий к металлу, за счет ионов металла приобретает положительный заряд. Разность зарядов на границе металл – вода обуславливает скачок потенциала, который в процессе коррозии изменяется, увеличиваясь от растворения металла, и уменьшаясь от осаждения ионов из раствора на металле.

Если количество ионов переходящих в раствор и осаждающихся на металле одинаково, то скорости растворения и осаждения металла равны и процесс коррозии (разрушения металла) не происходит. Этому соответствует равновесный потенциал  $\varphi$ .

За нулевой потенциал принимают равновесный потенциал водородного иона в водном растворе при концентрации положительных ионов водорода, равной 1 моль ионов  $H^+$  на 1 литр.

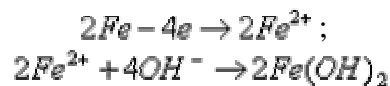
Стандартные потенциалы других элементов измерены по отношению к водородному потенциалу.

Элемент	Потенциал
Mg	-1,55 В
Al	-1,3 В
Zn	-0,76 В
Cr	-0,5 В
Fe	-0,44 В
Ni	-0,23 В
H	±0,00 В
Cu	+0,34 В
Ag	+0,8 В
Au	+1,5 В

Металлы, стандартный потенциал которых отрицательный – корродируют в воде, в которой растворен кислород тем активнее, чем отрицательней значение электрохимического потенциала.

Уходящие ионы металла, взаимодействуя с ионами  $OH^-$ , образуют гидроксиды, нерастворимые в воде, которые называют *ржавчиной*, а процесс их образования – *ржавлением*.

Схема ржавления железа:



Гидроксид железа  $Fe(OH)_2$  в присутствии кислорода, растворенного в воде, превращается в  $Fe(OH)_3$ . Так как это нерастворимое соединение, то равновесный потенциал не может быть достигнут и коррозия будет продолжаться до полного разрушения.

В зависимости от структуры коррозия имеет разное проявление: при однородном металле – коррозия происходит равномерно по всей поверхности. При неоднородном металле – коррозия избирательная и называется точечной. Это явление наиболее опасно, так как приводит к быстрой порче всего изделия. Избирательная коррозия создает очаги концентрации напряжений, что содействует разрушению.

*Химическая коррозия* может происходить за счет взаимодействия металла с газовой средой при отсутствии влаги. Продуктом коррозии являются оксиды металла. Образуется пленка на поверхности металла толщиной в 1...2 периода кристаллической решетки. Этот слой изолирует металл от кислорода и препятствует дальнейшему окислению, защищает от электрохимической коррозии в воде. При создании коррозионно-стойких сплавов – сплав должен иметь повышенное значение электрохимического потенциала и быть по возможности однофазным.

### **Классификация коррозионно-стойких сталей и сплавов**

Коррозионная стойкость может быть повышена, если содержание углерода свести до минимума, если ввести легирующий элемент, образующий с железом твердые растворы в таком количестве, при котором скачкообразно повысится электродный потенциал сплава.

Важнейшими коррозионно-стойкими техническими сплавами являются нержавеющие стали с повышенным содержанием хрома: хромистые и хромоникелевые. На рис. 20.1 показано влияние количества хрома в железохромистых сплавах на электро-

химический потенциал сплава.

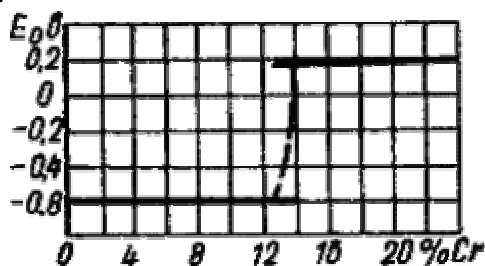


Рис 20.1. Влияние хрома на потенциал сплавов  $Fe-Cr$

### **Хромистые стали**

Содержание хрома должно быть не менее 13% (13...18%).

Коррозионная стойкость объясняется образованием на поверхности защитной пленки оксида  $Cr_2O_3$ .

Углерод в нержавеющей стали является нежелательным, так как он обедняет раствор хромом, связывая его в карбиды, и способствует получению двухфазного состояния. Чем ниже содержание углерода, тем выше коррозионная стойкость нержавеющей стали.

Различают *стали ферритного класса* 08X13, 12X17, 08X25T, 15X28. Стали с повышенным содержанием хрома не имеют фазовых превращений в твердом состоянии и поэтому не могут быть подвергнуты закалке. Значительным недостатком ферритных хромистых сталей является повышенная хрупкость из-за крупнокристаллической структуры. Эти стали склонны к межкристаллитной коррозии (по границам зерен) из-за обеднения хромом границ зерен. Для избежания этого вводят небольшое количество титана. Межкристаллитная коррозия обусловлена тем, что часть хрома около границ зерна взаимодействует с углеродом и образует карбиды. Концентрация хрома в твердом растворе у границ становится меньше 13% и сталь приобретает отрицательный потенциал.

Из-за склонности к росту зерна ферритные стали требуют строгих режимов сварки и интенсивного охлаждения зоны сварного шва. Недостатком является и склонность к охрупчиванию при нагреве в интервале температур 450...500°C

Из ферритных сталей изготавливают оборудование азотно-кислотных заводов (емкости, трубы).

Для повышения механических свойств ферритных хромистых сталей в них добавляют 2...3 % никеля. Стали 10X13H3, 12X17H2 используются для изготовления тяжело нагруженных деталей, работающих в агрессивных средах.

После закалки от температуры 1000°C и отпуска при 700...750°C предел текучести сталей составляет 1000 МПа.

Термическую обработку для ферритных сталей проводят для получения структуры более однородного твердого раствора, что увеличивает коррозионную стойкость.

*Стали мартенситного класса* 20X13, 30X13, 40X13. После закалки и отпуска при 180...250°C стали 30X13, 40X13 имеют твердость 50...60 HRC и используются для изготовления режущего инструмента (хирургического), пружин для работы при температуре 400...450°, предметов домашнего обихода.

*Стали аустенитного класса* – высоколегированные хромоникелевые стали.

Никель – аустенитообразующий элемент, сильно понижающий критические точки

$\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. После охлаждения на воздухе до комнатной температуры имеет структуру аустенита.

Нержавеющие стали аустенитного класса 04X18H10, 12X18H9T имеют более высокую коррозионную стойкость, лучшие технологические свойства по сравнению с хромистыми нержавеющими сталями, лучше свариваются. Они сохраняют прочность до более высоких температур, менее склонны к росту зерна при нагреве и не теряют пластичности при низких температурах.

Хромоникелевые стали коррозионностойки в окислительных средах. Основным элементом является хром, никель только повышает коррозионную стойкость.

Для большей гомогенности хромоникелевые стали подвергают закалке с температуры 1050...1100°C в воде. При нагреве происходит растворение карбидов хрома в аустените. Выделение их из аустенита при закалке исключено, так как скорость охлаждения велика. Получают предел прочности  $\sigma_b = 500...600$  МПа, и высокие характеристики пластичности, относительное удлинение  $\delta = 35...45\%$ .

Упрочняют аустенитные стали холодной пластической деформацией, что вызывает эффект наклепа. Предел текучести при этом может достигнуть значений 1000...1200 МПа, а предел прочности – 1200...1400 МПа.

Для уменьшения дефицитного никеля часть его заменяют марганцем (сталь 40X14Г14НЗТ) или азотом (сталь 10X20Н4АГ11).

*Аустенитно-ферритные стали* 12X21Н5Т, 08X22Н6Т являются заменителями хромоникелевых сталей с целью экономии никеля.

Свойства сталей зависят от соотношения ферритной и аустенитной фаз (оптимальные свойства получают при соотношении – Ф:А=1:1). Термическая обработка сталей включает закалку от температуры 1100...1150°C и отпуск-старение при температуре 500...750°C.

Аустенитно-ферритные стали не подвержены коррозионному растрескиванию под напряжением: трещины могут возникать только на аустенитных участках, но ферритные участки задерживают их развитие. При комнатных температурах аустенитно-ферритные стали имеют твердость и прочность выше, а пластичность и ударную вязкость ниже, чем стали аустенитного класса.

Кроме нержавеющих сталей в промышленности применяют коррозионно-стойкие сплавы – это *сплавы на никелевой основе*. Сплавы типа *хастеллой* содержат до 80 % никеля, другим элементом является молибден в количестве до 15...30 %. Сплавы являются коррозионно-стойкими в особо агрессивных средах (кипящая фосфорная или соляная кислота), обладают высокими механическими свойствами. После термической обработки – закалки и старения при температуре 800°C – сплавы имеют предел прочности  $\sigma_b \approx 1200$  МПа, и твердость  $HB \approx 360$ . Недостатком является склонность к межкристаллической коррозии, поэтому содержание углерода в этих сплавах должно быть минимальным.

### ***Жаростойкость, жаростойкие стали и сплавы***

*Жаростойкость (окалиностойкость)* – это способность металлов и сплавов сопротивляться газовой коррозии при высоких температурах в течение длительного времени.

Если изделие работает в окислительной газовой среде при температуре 500..550°C



без больших нагрузок, то достаточно, чтобы они были только жаростойкими (например, детали нагревательных печей).

Сплавы на основе железа при температурах выше 570°C интенсивно окисляются, так как образующаяся в этих условиях на поверхности металла оксид железа  $FeO$  (вюстит) с простой решеткой, имеющей дефицит атомов кислорода (твердый раствор вычитания), не препятствует диффузии кислорода и металла. Происходит интенсивное образование хрупкой окалины.

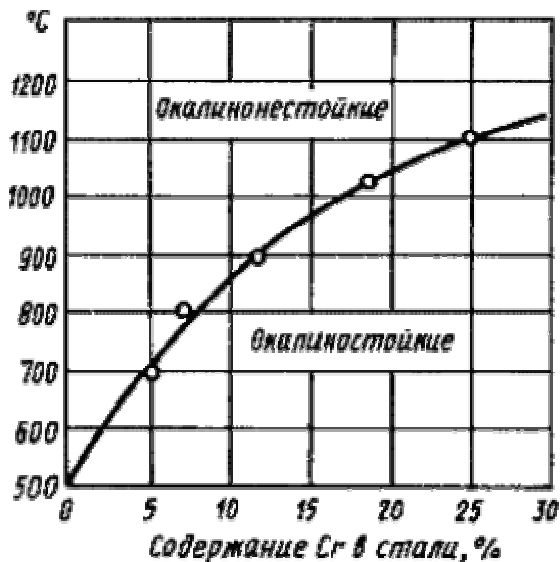


Рис. 20.2. Влияние хрома на жаростойкость хромистой стали

Для повышения жаростойкости в состав стали вводят элементы, которые образуют с кислородом оксиды с плотным строением кристаллической решетки (хром, кремний, алюминий).

Степень легированности стали, для предотвращения окисления, зависит от температуры. Влияние хрома на жаростойкость хромистой стали показано на рис.20.2.

Чем выше содержание хрома, тем более окалиностойки стали (например, сталь 15X25T является окалиностойкой до температуры 1100...1150°C).

Высокой жаростойкостью обладают сильхромы, сплавы на основе никеля – нихромы, стали 08X17T, 36X18H25C2, 15X6CЮ.

### **Жаропрочность, жаропрочные стали и сплавы**

*Жаропрочность* – это способность металла сопротивляться пластической деформации и разрушению при высоких температурах.

Жаропрочные материалы используются для изготовления деталей, работающих при высоких температурах, когда имеет место явление ползучести.

Критериями оценки жаропрочности являются кратковременная и длительная прочности, ползучесть.

*Кратковременная прочность* определяется с помощью испытаний на растяжение разрывных образцов. Образцы помещают в печь и испытывают при заданной температуре. Обозначают кратковременную прочность  $\sigma_{\frac{t}{2}}^t$ , например  $\sigma_{\frac{300}{2}}^{300^{\circ}C} = 300\text{МПа}$ .

Прочность зависит от продолжительности испытаний.

*Пределом длительной прочности* называется максимальное напряжение  $\sigma_{\frac{t}{2}}^t$ , которое вызывает разрушение образца при заданной температуре за определенное время.

Например  $\sigma_{\frac{300}{2}}^{300^{\circ}C} = 200\text{МПа}$ , верхний индекс означает температуру испытаний, а

нижний – заданную продолжительность испытания в часах. Для котельных установок требуется невысокое значение прочности, но в течение нескольких лет.

*Ползучесть* – свойство металла медленно пластически деформироваться под действием постоянной нагрузки при постоянной температуре.

При испытаниях образцы помещают в печь с заданной температурой и прикладывают постоянную нагрузку. Измеряют деформацию индикаторами.

При обычной температуре и напряжениях выше предела упругости  $\sigma > \sigma_{\text{упр}}$ , ползучесть не наблюдается, а при температуре выше  $0,6T_{\text{пл}}$ , когда протекают процессы разупрочнения, и при напряжениях выше предела упругости  $\sigma > \sigma_{\text{упр}}$  наблюдается ползучесть.

В зависимости от температуры скорость деформации при постоянной нагрузке выражается кривой состоящей из трех участков (рис. 20.3):

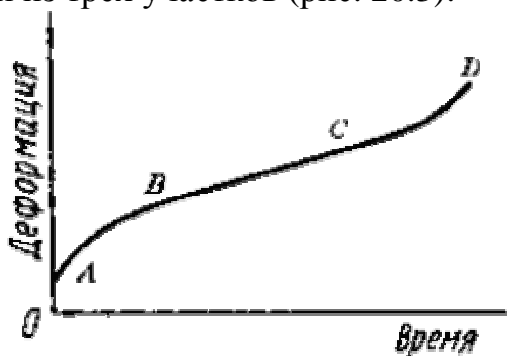


Рис. 20.3. Кривая ползучести

1. OA – упругая деформация образца в момент приложения нагрузки;
2. AB – участок, соответствующий начальной скорости ползучести;
3. BC – участок установившейся скорости ползучести, когда удлинение имеет постоянную скорость.

Если напряжения достаточно велики, то протекает третья стадия (участок CD), связанная с началом разрушения образца (образование шейки).

Для углеродистых сталей ползучесть наблюдается при нагреве выше  $400^{\circ}\text{C}$ .

*Предел ползучести* – напряжение, которое за определенное время при заданной температуре вызывает заданное суммарное удлинение или заданную скорость деформации  $\sigma_{\%/\text{ч}}$ .

Например  $\sigma_{\text{уд}00 \text{ на } 1000} = 250 \text{ МПа}$ , где верхний индекс – температура испытания в  $^{\circ}\text{C}$ , первый нижний индекс – заданное суммарное удлинение в процентах, второй – заданная продолжительность испытания в часах.

### **Классификация жаропрочных сталей и сплавов**

В качестве современных жаропрочных материалов можно отметить *перлитные, мартенситные и аустенитные жаропрочные стали, никелевые и кобальтоавые жаропрочные сплавы, тугоплавкие металлы.*

При температурах до  $300^{\circ}\text{C}$  обычные конструкционные стали имеют высокую прочность, нет необходимости использовать высоколегированные стали.

Для работы в интервале температур  $350 \dots 500^{\circ}\text{C}$  применяют легированные стали перлитного, ферритного и мартенситного классов.

*Перлитные жаропрочные стали.* К этой группе относятся котельные стали и сильхромы. Эти стали применяются для изготовления деталей котельных агрегатов, паровых турбин, двигателей внутреннего сгорания. Стали содержат относительно мало углерода. Легирование сталей хромом, молибденом и ванадием производится для повышения температуры рекристаллизации (марки 12Х1МФ, 20Х3МФ). Используются в закаленном и высокоотпущенном состоянии. Иногда закалку заменяют нормализацией. В результате этого образуются пластинчатые продукты превращения аустенита, которые обеспечивают более высокую жаропрочность. Предел ползучести этих сталей должен обеспечить остаточную деформацию в пределах 1 % за время 10000...100000 ч работы.

Перлитные стали обладают удовлетворительной свариваемостью, поэтому используются для сварных конструкций (например, трубы пароперегревателей).

Для деталей газовых турбин применяют сложнолегированные *стали мартенситного класса* 12Х2МФСР, 12Х2МФБ, 15Х12ВНМФ. Увеличение содержания хрома повышает жаростойкость сталей. Хром, вольфрам, молибден и ванадий повышают температуру рекристаллизации, образуются карбиды, повышающие прочность после термической обработки. Термическая обработка состоит из закалки от температур выше 1000°С в масле или на воздухе и высокоотпуска при температурах выше температуры эксплуатации.

Для изготовления жаропрочных деталей, не требующих сварки (клапаны двигателей внутреннего сгорания), применяются хромкремнистые стали – *сильхромы*: 40Х10С2М, 40Х9С2, Х6С.

Жаропрочные свойства растут с увеличением степени легированности. Сильхромы подвергаются закалке от температуры около 1000°С и отпуску при температуре 720...780°С.

При рабочих температурах 500...700°С применяются стали *аустенитного класса*. Из этих сталей изготавливают клапаны двигателей, лопатки газовых турбин, сопловые аппараты реактивных двигателей и т.д.

Основными жаропрочными аустенитными сталями являются хромоникелевые стали, дополнительно легированные вольфрамом, молибденом, ванадием и другими элементами. Стали содержат 15...20 % хрома и 10...20 % никеля. Обладают жаропрочностью и жаростойкостью, пластичны, хорошо свариваются, но затруднена обработка резанием и давлением, охрупчиваются в интервале температур около 600°С, из-за выделения по границам различных фаз.

По структуре стали подразделяются на две группы:

1. Аустенитные стали *с гомогенной структурой* 17Х18Н9, 09Х14Н19В2БР1, 12Х18Н12Т. Содержание углерода в этих сталях минимальное. Для создания большей однородности аустенита стали подвергаются закалке с 1050...1100°С в воде, затем для стабилизации структуры – отпуску при 750°С.

2. Аустенитные стали *с гетерогенной структурой* 37Х12Н8Г8МФБ, 10Х11Н20ТЗР.

Термическая обработка сталей включает закалку с 1050...1100°С. После закалки старение при температуре выше эксплуатационной (600...750°С). В процессе выдержки при этих температурах в дисперсном виде выделяются карбиды, карбонитриды, вследствие чего прочность стали повышается.

Детали, работающие при температурах 700...900°С, изготавливают из сплавов на

основе никеля и кобальта (например, турбины реактивных двигателей).

Никелевые сплавы преимущественно применяют в деформированном виде. Они содержат более 55 % никеля и минимальное количество углерода (0,06...0,12 %). По жаропрочным свойствам превосходят лучшие жаропрочные стали.

По структуре никелевые сплавы разделяют на *гомогенные (нихромы)* и *гетерогенные (нимоники)*.

*Нихромы.* Основой этих сплавов является никель, а основным легирующим элементом – хром (ХН60Ю, ХН78Т).

Нихромы не обладают высокой жаропрочностью, но они очень жаростойки. Их применяют для малонагруженных деталей, работающих в окислительных средах, в том числе и для нагревательных элементов.

*Нимоники* являются четвертными сплавами никель – хром (около 20 %) – титан (около 2%) – алюминий (около 1 %) (ХН77ТЮ, ХН70МВТЮБ, ХН55ВМТФКЮ). Используются только в термически обработанном состоянии. Термическая обработка состоит из закалки с 1050...1150°C на воздухе и отпуска – старения при 600...800°C.

Увеличение жаропрочности сложнолегированных никелевых сплавов достигается упрочнением твердого раствора введением кобальта, молибдена, вольфрама.

Основными материалами, которые могут работать при температурах выше 900°C (до 2500°C), являются *сплавы на основе тугоплавких металлов* – вольфрама, молибдена, ниобия и других.

Температуры плавления основных тугоплавких металлов: вольфрам – 3400°C, тантал – 3000°C, молибден – 2640°C, ниобий – 2415°C, хром – 1900°C.

Высокая жаропрочность таких металлов обусловлена большими силами межатомных связей в кристаллической решетке и высокими температурами рекристаллизации.

Наиболее часто применяют сплавы на основе молибдена. В качестве легирующих добавок в сплавы вводят титан, цирконий, ниобий. С целью защиты от окисления проводят силицирование, на поверхности сплавов образуется слой  $MoSi_2$  толщиной 0,03...0,04 мм. При температуре 1700°C силицированные детали могут работать 30 часов.

Вольфрам – наиболее тугоплавкий металл. Его используют в качестве легирующего элемента в сталях и сплавах различного назначения, в электротехнике и электронике (нити накала, нагреватели в вакуумных приборах).

В качестве легирующих элементов к вольфраму добавляют молибден, рений, тантал. Сплавы вольфрама с рением сохраняют пластичность до –196°C и имеют предел прочности 150 МПа при температуре 1800°C.

Для сплавов на основе вольфрама характерна низкая жаростойкость, пленки образующихся оксидов превышают объем металла более, чем в три раза, поэтому они растрескиваются и отслаиваются. Изготавливают изделия, работающие в вакууме).

## Лекция 21

### Цветные металлы и сплавы на их основе. Титан и его сплавы. Алюминий и его сплавы. Магний и его сплавы. Медь и ее сплавы

1. Медь и ее сплавы
2. Титан и его сплавы
3. Области применения титановых сплавов

4. Алюминий и его сплавы
5. Алюминиевые сплавы
6. Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой
7. Деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой
8. Литейные алюминиевые сплавы
9. Магний и его сплавы
10. Деформируемые магниевые сплавы
11. Литейные магниевые сплавы
12. Медь и ее сплавы
13. Латунь
14. Бронзы

### **Медь и ее сплавы**

Цветные металлы являются более дорогими и дефицитными по сравнению с черными металлами, однако область их применения в технике непрерывно расширяется. Это сплавы на основе титана, алюминия, магния, меди.

Переход промышленности на сплавы из легких металлов значительно расширяет сырьевую базу. Титан, алюминий, магний можно получать из бедных и сложных по составу руд, отходов производства.

### **Титан и его сплавы**

Титан серебристо-белый легкий металл с плотностью  $4,5 \text{ г/см}^3$ . Температура плавления титана зависит от степени чистоты и находится в пределах  $1660...1680^\circ\text{C}$ .

Чистый иодидный титан, в котором сумма примесей составляют  $0,05...0,1 \%$ , имеет модуль упругости  $112\ 000 \text{ МПа}$ , предел прочности около  $300 \text{ МПа}$ , относительное удлинение  $65\%$ . Наличие примесей сильно влияет на свойства. Для технического титана ВТ1, с суммарным содержанием примесей  $0,8 \%$ , предел прочности составляет  $650 \text{ МПа}$ , а относительное удлинение –  $20 \%$ .

При температуре  $882^\circ\text{C}$  титан претерпевает полиморфное превращение,  $\alpha$ -титан с гексагональной решеткой переходит в  $\beta$ -титан с объемно-центрированной кубической решеткой. Наличие полиморфизма у титана создает предпосылки для улучшения свойств титановых сплавов с помощью термической обработки.

Титан имеет низкую теплопроводность. При нормальной температуре обладает высокой коррозионной стойкостью в атмосфере, в воде, в органических и неорганических кислотах (не стоек в плавиковой, крепких серной и азотной кислотах), благодаря тому, что на воздухе быстро покрывается защитной пленкой плотных оксидов. При нагреве выше  $500^\circ\text{C}$  становится очень активным элементом. Он либо растворяет почти все соприкасающиеся с ним вещества, либо образует с ними химические соединения.

Титановые сплавы имеют ряд преимуществ по сравнению с другими:

- сочетание высокой прочности ( $\sigma_{\text{г}} = 800...1000 \text{ МПа}$ ) с хорошей пластичностью ( $\delta = 12...25\%$ );

- малая плотность, обеспечивающая высокую удельную прочность;
- хорошая жаропрочность, до  $600...700^\circ\text{C}$ ;
- высокая коррозионная стойкость в агрессивных средах.

Однородные титановые сплавы, не подверженные старению, используют в крио-

генных установках до гелиевых температур.

В результате легирования титановых сплавов можно получить нужный комплекс свойств. Легирующие элементы, входящие в состав промышленных титановых сплавов, образуют с титаном твердые растворы замещения и изменяют температуру аллотропического превращения. Влияние легирующих элементов на полиморфизм титана показано на рис. 21.1.

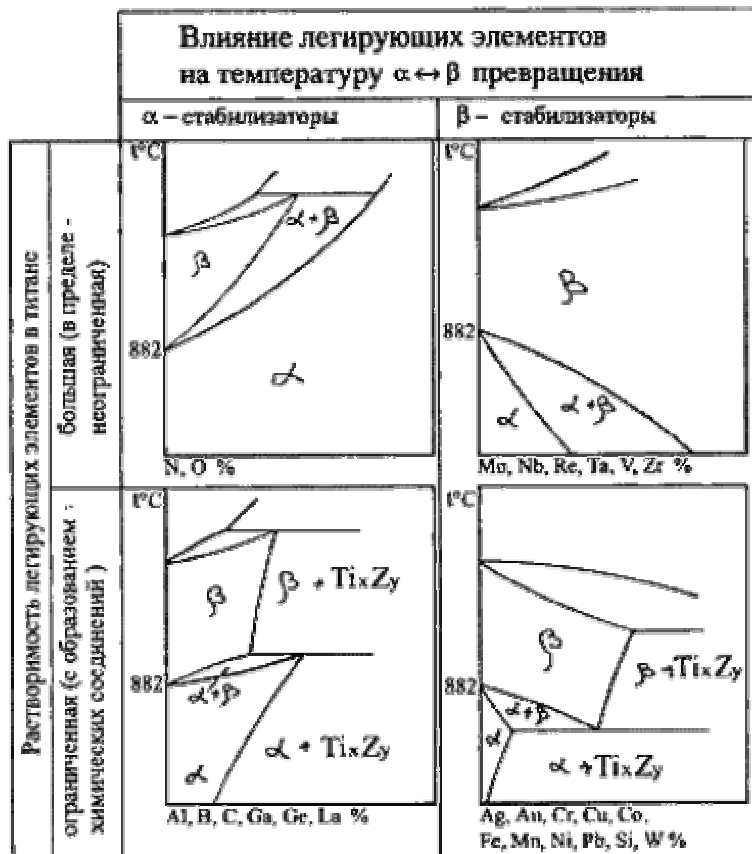


Рис.21.1. Влияние легирующих элементов на полиморфизм титана:

Элементы, повышающие температуру превращения, способствуют стабилизации  $\alpha$  — твердого раствора и называются  $\alpha$ –стабилизаторами, это – алюминий, кислород, азот, углерод.

Элементы, понижающие температуру превращения, способствуют стабилизации  $\beta$ – твердого раствора и называются  $\beta$ – стабилизаторами, это – молибден, ванадий, хром, железо.

Кроме  $\alpha$ – и  $\beta$ –стабилизаторов различают нейтральные упрочнители: олово, цирконий, гафний.

В соответствии с влиянием легирующих элементов титановые сплавы при нормальной температуре могут иметь структуру  $\alpha$  или  $\alpha + \beta$ .

Сплавы на основе титана можно подвергать всем видам термической обработки, химико-термической и термомеханической обработке. Упрочнение титановых сплавов достигается легированием, наклепом, термической обработкой.

Часто титановые сплавы легируют алюминием, он увеличивает прочность и жаропрочность, уменьшает вредное влияние водорода, увеличивает термическую стабильность. Для повышения износостойкости титановых сплавов их подвергают цементации или азотированию.

Основным недостатком титановых сплавов является плохая обрабатываемость ре-

жущим инструментом.

По способу производства деталей различаются деформируемые (ВТ 9, ВТ 18) и литейные (ВТ 21Л, ВТ 31Л) сплавы.

### **Области применения титановых сплавов:**

- авиация и ракетостроение (корпуса двигателей, баллоны для газов, сопла, диски, детали крепежа);
- химическая промышленность (компрессоры, клапаны, вентили для агрессивных жидкостей);
- оборудование для обработки ядерного топлива;
- морское и речное судостроение (гребные винты, обшивка морских судов, подводных лодок);
- криогенная техника (высокая ударная вязкость сохраняется до  $-253^{\circ}\text{C}$ ).

### **Алюминий и его сплавы**

Алюминий – легкий металл с плотностью  $2,7 \text{ г/см}^3$  и температурой плавления  $660^{\circ}\text{C}$ . Имеет гранцентрированную кубическую решетку. Обладает высокой тепло- и электропроводностью. Химически активен, но образующаяся плотная пленка оксида алюминия  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , предохраняет его от коррозии.

Механические свойства: предел прочности 150 МПа, относительное удлинение 50 %, модуль упругости 7000 МПа.

Алюминий высокой чистоты маркируется *A99* (99,999 % Al), *A8*, *A7*, *A6*, *A5*, *A0* (содержание алюминия от 99,85 % до 99 %).

Технический алюминий хорошо сваривается, имеет высокую пластичность. Из него изготавливают строительные конструкции, малонагруженные детали машин, используют в качестве электротехнического материала для кабелей, проводов.

### **Алюминиевые сплавы.**

*Принцип маркировки алюминиевых сплавов.* В начале указывается тип сплава: Д – сплавы типа дюралюминов; А – технический алюминий; АК – ковкие алюминиевые сплавы; В – высокопрочные сплавы; АЛ – литейные сплавы.

Далее указывается условный номер сплава. За условным номером следует обозначение, характеризующее состояние сплава: М – мягкий (отожженный); Т – термически обработанный (закалка плюс старение); Н – нагартованный; П – полунагартованный

По технологическим свойствам сплавы подразделяются на три группы:

- деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой;
- деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой;
- литейные сплавы.

Методами порошковой металлургии изготавливают спеченные алюминиевые сплавы (САС) и испеченные алюминиевые порошковые сплавы (САП).

### **Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой**

Прочность алюминия можно повысить легированием. В сплавы, не упрочняемые

термической обработкой, вводят марганец или магний. Атомы этих элементов существенно повышают его прочность, снижая пластичность. Обозначаются сплавы: с марганцем – АМц, с магнием – АМг; после обозначения элемента указывается его содержание (АМгЗ).

Магний действует только как упрочнитель, марганец упрочняет и повышает коррозионную стойкость.

Прочность сплавов повышается только в результате деформации в холодном состоянии. Чем больше степень деформации, тем значительно растет прочность и снижается пластичность. В зависимости от степени упрочнения различают сплавы нагартованные и полунагартованные (АМгЗП).

Эти сплавы применяют для изготовления различных сварных емкостей для горячего, азотной и других кислот, мало- и средненагруженных конструкций.

### ***Деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой***

К таким сплавам относятся дюралюмины (сложные сплавы систем алюминий – медь – магний или алюминий – медь – магний – цинк). Они имеют пониженную коррозионную стойкость, для повышения которой вводится марганец.

*Дюралюмины* обычно подвергаются закалке с температуры 500°С и естественному старению, которому предшествует двух-, трехчасовой инкубационный период. Максимальная прочность достигается через 4...5 суток.

Широкое применение дюралюмины находят в авиастроении, автомобилестроении, строительстве.

*Высокопрочными стареющими сплавами* являются сплавы, которые кроме меди и магния содержат цинк. Сплавы В95, В96 имеют предел прочности около 650 МПа. Основным потребителем – авиастроение (обшивка, стрингеры, лонжероны).

*Ковочные алюминиевые сплавы* АК:, АК8 применяются для изготовления поковок. Поковки изготавливаются при температуре 380...450°С, подвергаются закалке от температуры 500...560°С и старению при 150...165°С в течение 6...15 часов.

В состав алюминиевых сплавов дополнительно вводят никель, железо, титан, которые повышают температуру рекристаллизации и жаропрочность до 300°С.

Изготавливают поршни, лопатки и диски осевых компрессоров, турбореактивных двигателей.

### ***Литейные алюминиевые сплавы***

К литейным сплавам относятся сплавы системы алюминий – кремний (силумины), содержащие 10...13 % кремния.

Присадка к силуминам магния, меди содействует эффекту упрочнения литейных сплавов при старении. Титан и цирконий измельчают зерно. Марганец повышает антикоррозионные свойства. Никель и железо повышают жаропрочность.

Литейные сплавы маркируются от АЛ2 до АЛ20. Силумины широко применяют для изготовления литых деталей приборов и других средне- и малонагруженных деталей, в том числе тонкостенных отливок сложной формы.

### ***Магний и его сплавы***



Магний – очень легкий металл, его плотность –  $1,74 \text{ г/см}^3$ . Температура плавления –  $650^\circ\text{C}$ . Магний имеет гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку. Очень активен химически, вплоть до самовозгорания на воздухе. Механические свойства технического чистого магния (Mg1): предел прочности – 190 МПа, относительное удлинение – 18 %, модуль упругости – 4500 МПа.

Основными магниевыми сплавами являются сплавы магния с алюминием, цинком, марганцем, цирконием. Сплавы делятся на деформируемые и литейные.

Сплавы упрочняются после закалки и искусственного старения. Закалку проводят от температуры  $380\text{...}420^\circ\text{C}$ , старение при температуре  $260\text{...}300^\circ\text{C}$  в течение  $10\text{...}24$  часов. Особенностью является длительная выдержка под закалку –  $4\text{...}24$  часа.

### **Деформируемые магниевые сплавы**

Магний плохо деформируется при нормальной температуре. Пластичность сплавов значительно увеличивается при горячей обработке давлением ( $360\text{...}520^\circ\text{C}$ ). Деформируемые сплавы маркируют МА1, МА8, МА9, ВМ 5—1.

Из деформируемых магниевых сплавов изготавливают детали автомашин, самолетов, прядильных и ткацких станков. В большинстве случаев эти сплавы обладают удовлетворительной свариваемостью.

### **Литейные магниевые сплавы**

Литейные сплавы маркируются МЛ3, МЛ5, ВМЛ–1. Последний сплав является жаропрочным, может работать при температурах до  $300^\circ\text{C}$ .

Отливки изготавливают литьем в землю, в кокиль, под давлением. Необходимы меры, предотвращающие загорание сплава при плавке, в процессе литья.

Из литейных сплавов изготавливают детали двигателей, приборов, телевизоров, швейных машин.

Магниевые сплавы, благодаря высокой удельной прочности широко используются в самолето- и ракетостроении.

### **Медь и ее сплавы**

Медь имеет гранцентрированную кубическую решетку. Плотность меди  $8,94 \text{ г/см}^3$ , температура плавления  $1083^\circ\text{C}$ .

Характерным свойством меди является ее высокая электропроводность, поэтому она находит широкое применение в электротехнике. Технически чистая медь маркируется: М00 (99,99 % Cu), М0 (99,95 % Cu), М2, М3 и М4 (99 % Cu).

Механические свойства меди относительно низкие: предел прочности составляет  $150\text{...}200$  МПа, относительное удлинение –  $15\text{...}25$  %. Поэтому в качестве конструкционного материала медь применяется редко. Повышение механических свойств достигается созданием различных сплавов на основе меди.

Различают две группы медных сплавов: *латуни* – сплавы меди с цинком, *бронзы* – сплавы меди с другими (кроме цинка) элементами.

### **Латуни**

Латуни могут иметь в своем составе до 45 % цинка. Повышение содержания цинка до 45 % приводит к увеличению предела прочности до 450 МПа. Максимальная пластичность имеет место при содержании цинка около 37 %.

При сплавлении меди с цинком образуется ряд твердых растворов  $\alpha, \beta, \gamma, \epsilon$  (рис.21.2).

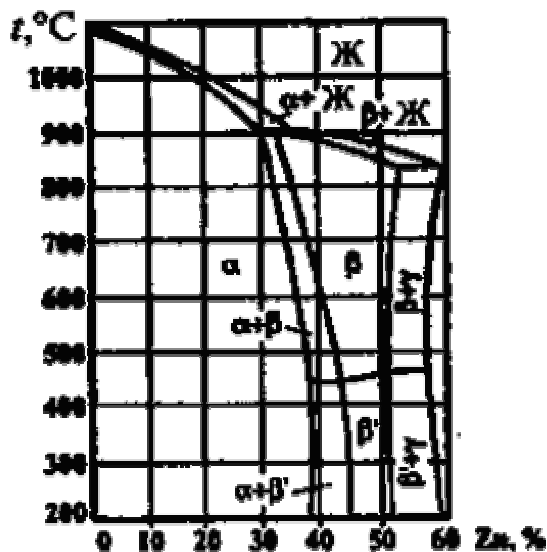


Рис.21.2. Диаграмма состояния медь – цинк

Из диаграммы состояния медь – цинк видно, что в зависимости от состава имеются однофазные латуни, состоящие из  $\alpha$  – твердого раствора, и двухфазные ( $\alpha + \beta$ ) – латуни.

По способу изготовления изделий различают латуни деформируемые и литейные.

Деформируемые латуни маркируются буквой Л, за которой следует число, показывающее содержание меди в процентах, например в латуни Л62 содержится 62 % меди и 38 % цинка. Если кроме меди и цинка, имеются другие элементы, то ставятся их начальные буквы (О – олово, С – свинец, Ж – железо, Ф – фосфор, Мц – марганец, А – алюминий, Ц – цинк). Количество этих элементов обозначается соответствующими цифрами после числа, показывающего содержание меди, например, сплав ЛАЖ60-1-1 содержит 60 % меди, 1 % алюминия, 1 % железа и 38 % цинка.

Однофазные  $\alpha$  – латуни используются для изготовления деталей деформированием в холодном состоянии. Изготавливают ленты, гильзы патронов, радиаторные трубки, проволоку.

Для изготовления деталей деформированием при температуре выше 500°C используют ( $\alpha + \beta$ ) – латуни. Из двухфазных латуней изготавливают листы, прутки и другие заготовки, из которых последующей механической обработкой изготавливают детали. Обрабатываемость резанием улучшается присадкой в состав латуни свинца, например, латунь марки ЛС59-1, которую называют “автоматной латунью”.

Латуни имеют хорошую коррозионную стойкость, которую можно повысить дополнительно присадкой олова. Латунь ЛО70-1 стойка против коррозии в морской воде и называется “морской латунью”.

Добавка никеля и железа повышает механическую прочность до 550 МПа.

Литейные латуни также маркируются буквой Л, После буквенного обозначения основного легирующего элемента (цинк) и каждого последующего ставится цифра, указывающая его усредненное содержание в сплаве. Например, латунь ЛЦ23А6Ж3Мц2

содержит 23 % цинка, 6 % алюминия, 3 % железа, 2 % марганца.. Наилучшей жидкотекучестью обладает латунь марки ЛЦ16К4. К литейным латуням относятся латуни типа ЛС, ЛК, ЛА, ЛАЖ, ЛАЖМц. Литейные латуни не склонны к ликвации, имеют сосредоточенную усадку, отливки получаются с высокой плотностью.

Латуни являются хорошим материалом для конструкций, работающих при отрицательных температурах.

## **Бронзы**

Сплавы меди с другими элементами кроме цинка называются *бронзами*.

Бронзы подразделяются на деформируемые и литейные.

При маркировке деформируемых бронз на первом месте ставятся буквы Бр, затем буквы, указывающие, какие элементы, кроме меди, входят в состав сплава. После букв идут цифры, показывающие содержание компонентов в сплаве. Например, марка БрОФ10-1 означает, что в бронзу входит 10 % олова, 1 % фосфора, остальное – медь.

Маркировка литейных бронз также начинается с букв Бр, затем указываются буквенные обозначения легирующих элементов и ставится цифра, указывающая его усредненное содержание в сплаве. Например, бронза БрОЗЦ12С5 содержит 3 % олова, 12 % цинка, 5 % свинца, остальное – медь.

*Оловянные бронзы* При сплавлении меди с оловом образуются твердые растворы. Эти сплавы очень склонны к ликвации из-за большого температурного интервала кристаллизации. Благодаря ликвации сплавы с содержанием олова выше 5 % имеют в структуре эвтектоидную составляющую  $\Xi(\alpha+\delta)$ , состоящую из мягкой и твердой фаз. Такое строение является благоприятным для деталей типа подшипников скольжения: мягкая фаза обеспечивает хорошую прирабатываемость, твердые частицы создают износостойкость. Поэтому оловянные бронзы являются хорошими антифрикционными материалами.

Оловянные бронзы имеют низкую объемную усадку (около 0,8 %), поэтому используются в художественном литье.

Наличие фосфора обеспечивает хорошую жидкотекучесть.

Оловянные бронзы подразделяются на деформируемые и литейные.

В *деформируемых бронзах* содержание олова не должно превышать 6 %, для обеспечения необходимой пластичности, БрОФ6,5-0,15.

В зависимости от состава деформируемые бронзы отличаются высокими механическими, антикоррозионными, антифрикционными и упругими свойствами, и используются в различных отраслях промышленности. Из этих сплавов изготавливают прутки, трубы, ленту, проволоку.

*Литейные оловянные бронзы*, БрОЗЦ7С5Н1, БрО4Ц4С17, применяются для изготовления пароводяной арматуры и для отливок антифрикционных деталей типа втулок, венцов червячных колес, вкладышей подшипников.

*Алюминиевые бронзы*, БрАЖ9-4, БрАЖ9-4Л, БрАЖН10-4-4.

Бронзы с содержанием алюминия до 9,4 % имеют однофазное строение  $\alpha$  – твердого раствора. При содержании алюминия 9,4...15,6 % сплавы системы медь – алюминий двухфазные и состоят из  $\alpha$  – и  $\gamma$  – фаз.

Оптимальными свойствами обладают алюминиевые бронзы, содержащие 5...8 % алюминия. Увеличение содержания алюминия до 10...11 % вследствие появления  $\lambda$  – фазы ведет к резкому повышению прочности и сильному снижению пластичности. До-

полнительное повышение прочности для сплавов с содержанием алюминия 8...9,5 % можно достичь закалкой.

Положительные особенности алюминиевых бронз по сравнению с оловянными:

- меньшая склонность к внутрикристаллической ликвации;
- большая плотность отливок;
- более высокая прочность и жаропрочность;
- меньшая склонность к хладоломкости.

Основные недостатки алюминиевых бронз:

- значительная усадка;
- склонность к образованию столбчатых кристаллов при кристаллизации и росту зерна при нагреве, что охрупчивает сплав;
- сильное газопоглощение жидкого расплава;
- самоотпуск при медленном охлаждении;
- недостаточная коррозионная стойкость в перегретом паре.

Для устранения этих недостатков сплавы дополнительно легируют марганцем, железом, никелем, свинцом.

Из алюминиевых бронз изготавливают относительно мелкие, но высокоответственные детали типа шестерен, втулок, фланцев литьем и обработкой давлением. Из бронзы БрА5 штамповкой изготавливают медали и мелкую разменную монету.

*Кремнистые бронзы*, БрКМц3-1, БрК4, применяют как заменители оловянных бронз. Они немагнитны и морозостойки, превосходят оловянные бронзы по коррозионной стойкости и механическим свойствам, имеют высокие упругие свойства. Сплавы хорошо свариваются и подвергаются пайке. Благодаря высокой устойчивости к щелочным средам и сухим газам, их используют для производства сточных труб, газо- и дымопроводов.

*Свинцовые бронзы*, БрС30, используют как высококачественный антифрикционный материал. По сравнению с оловянными бронзами имеют более низкие механические и технологические свойства.

*Бериллиевые бронзы*, БрБ2, являются высококачественным пружинным материалом. Растворимость бериллия в меди с понижением температуры значительно уменьшается. Это явление используют для получения высоких упругих и прочностных свойств изделий методом дисперсионного твердения. Готовые изделия из бериллиевых бронз подвергают закалке от 800°С, благодаря чему фиксируется при комнатной температуре пересыщенный твердый раствор бериллия в меди. Затем проводят искусственное старение при температуре 300...350°С. При этом происходит выделение дисперсных частиц, возрастают прочность и упругость. После старения предел прочности достигает 1100...1200 МПа.

## Лекция 22

### Композиционные материалы. Материалы порошковой металлургии: пористые, конструкционные, электротехнические

1. Композиционные материалы
2. Материалы порошковой металлургии
3. Пористые порошковые материалы
4. Прочие пористые изделия.

5. Конструкционные порошковые материалы
6. Спеченные цветные металлы.
7. Электротехнические порошковые материалы
8. Магнитные порошковые материалы.

## **Композиционные материалы**

*Композиционные материалы* – искусственно созданные материалы, которые состоят из двух или более компонентов, различающихся по составу и разделенных выраженной границей, и которые имеют новые свойства, запроектированные заранее.

Компоненты композиционного материала различны по геометрическому признаку.

Компонент, непрерывный во всем объеме композиционного материала, называется *матрицей*.

Компонент прерывистый, разделенный в объеме композиционного материала, называется *арматурой*.

Матрица придает требуемую форму изделию, влияет на создание свойств композиционного материала, защищает арматуру от механических повреждений и других воздействий среды.

В качестве матриц в композиционных материалах могут быть использованы металлы и их сплавы, полимеры органические и неорганические, керамические, углеродные и другие материалы. Свойства матрицы определяют технологические параметры процесса получения композиции и ее эксплуатационные свойства: плотность, удельную прочность, рабочую температуру, сопротивление усталостному разрушению и воздействию агрессивных сред.

Армирующие или упрочняющие компоненты равномерно распределены в матрице. Они, как правило, обладают высокой прочностью, твердостью и модулем упругости и по этим показателям значительно превосходят матрицу. Вместо термина армирующий компонент можно использовать термин наполнитель.

Композиционные материалы классифицируют по геометрии наполнителя, расположению его в матрице, природе компонентов.

По геометрии наполнителя композиционные материалы подразделяются на три группы:

- с нуль-мерными наполнителями, размеры которых в трех измерениях имеют один и тот же порядок;
- с одномерными наполнителями, один из размеров которых значительно превышает два других;
- с двухмерными наполнителями, два размера которых значительно превышают третий.

По схеме расположения наполнителей выделяют три группы композиционных материалов:

- с одноосным (линейным) расположением наполнителя в виде волокон, нитей, нитевидных кристаллов в матрице параллельно друг другу;
- с двухосным (плоскостным) расположением армирующего наполнителя, матов из нитевидных кристаллов, фольги в матрице в параллельных плоскостях;
- с трехосным (объемным) расположением армирующего наполнителя и отсутствием преимущественного направления в его расположении.

По природе компонентов композиционные материалы разделяются на четыре

группы:

- композиционные материалы, содержащие компонент из металлов или сплавов;
- композиционные материалы, содержащие компонент из неорганических соединений оксидов, карбидов, нитридов и др.;
- композиционные материалы, содержащие компонент из неметаллических элементов, углерода, бора и др.;
- композиционные материалы, содержащие компонент из органических соединений эпоксидных, полиэфирных, фенольных и др.

Свойства композиционных материалов зависят не только от физико-химических свойств компонентов, но и от прочности связи между ними. Максимальная прочность достигается, если между матрицей и арматурой происходит образование твердых растворов или химических соединений.

В композиционных материалах с нуль-мерным наполнителем наибольшее распространение получила металлическая матрица. Композиции на металлической основе упрочняются равномерно распределенными дисперсными частицами различной дисперсности. Такие материалы отличаются изотропностью свойств.

В таких материалах матрица воспринимает всю нагрузку, а дисперсные частицы наполнителя препятствуют развитию пластической деформации. Эффективное упрочнение достигается при содержании 5...10 % частиц наполнителя.

Армирующими наполнителями служат частицы тугоплавких оксидов, нитридов, боридов, карбидов.

Дисперсионно упрочненные композиционные материалы получают методами порошковой металлургии или вводят частицы армирующего порошка в жидкий расплав металла или сплава.

Промышленное применение нашли композиционные материалы на основе алюминия, упрочненные частицами оксида алюминия ( $Al_2O_3$ ). Их получают прессованием алюминиевой пудры с последующим спеканием (САП). Преимущества САП проявляются при температурах выше  $300^\circ C$ , когда алюминиевые сплавы разупрочняются. Дисперсионно упрочненные сплавы сохраняют эффект упрочнения до температуры  $0,8 T_{пл}$ .

Сплавы САП удовлетворительно деформируются, легко обрабатываются резанием, свариваются аргонодуговой и контактной сваркой. Из САП выпускают полуфабрикаты в виде листов, профилей, труб, фольги. Из них изготавливают лопатки компрессоров, вентиляторов и турбин, поршневые штоки.

В композиционных материалах с одномерными наполнителями упрочнителями являются одномерные элементы в форме нитевидных кристаллов, волокон, проволоки, которые скрепляются матрицей в единый монолит. Важно, чтобы прочные волокна были равномерно распределены в пластичной матрице. Для армирования композиционных материалов используют непрерывные дискретные волокна с размерами в поперечном сечении от долей до сотен микрометров.

Материалы, армированные нитевидными монокристаллами, были созданы в начале семидесятых годов для авиационных и космических конструкций. Основным способом выращивания нитевидных кристаллов является выращивание их из перенасыщенного пара (ПК-процесс). Для производства особо высокопрочных нитевидных кристаллов оксидов и других соединений осуществляется рост по П-Ж-К – механизму: направленный рост кристаллов происходит из парообразного состояния через промежуточную жидкую фазу.

Осуществляется создание нитевидных кристаллов вытягиванием жидкости через фильеры. Прочность кристаллов зависит от сечения и гладкости поверхности.

Композиционные материалы этого типа перспективны как высокожаропрочные материалы. Для увеличения к.п.д. тепловых машин лопатки газовых турбин изготавливают из никелевых сплавов, армированных нитями сапфира ( $Al_2O_3$ ), это позволяет значительно повысить температуру на входе в турбину (предел прочности сапфировых кристаллов при температуре  $1680^\circ C$  выше 700 МПа).

Армирование сопел ракет из порошков вольфрама и молибдена производят кристаллами сапфира как в виде войлока, так и отдельных волокон, в результате этого удалось удвоить прочность материала при температуре  $1650^\circ C$ . Армирование пропиточного полимера стеклотекстолитов нитевидными волокнами увеличивает их прочность. Армирование литого металла снижает его хрупкость в конструкциях. Перспективно упрочнение стекла неориентированными нитевидными кристаллами.

Для армирования композиционных материалов применяют металлическую проволоку из разных металлов: стали разного состава, вольфрама, ниобия, титана, магния – в зависимости от условий работы. Стальная проволока перерабатывается в тканые сетки, которые используются для получения композиционных материалов с ориентацией арматуры в двух направлениях.

Для армирования легких металлов применяются волокна бора, карбида кремния. Особенно ценными свойствами обладают углеродистые волокна, их применяют для армирования металлических, керамических и полимерных композиционных материалов.

*Эвтектические композиционные материалы* – сплавы эвтектического или близкого к эвтектическому состава, в которых упрочняющей фазой выступают ориентированные кристаллы, образующиеся в процессе направленной кристаллизации. В отличие от обычных композиционных материалов, эвтектические получают за одну операцию. Направленная ориентированная структура может быть получена на уже готовых изделиях. Форма образующихся кристаллов может быть в виде волокон или пластин. Способами направленной кристаллизации получают композиционные материалы на основе алюминия, магния, меди, кобальта, титана, ниобия и других элементов, поэтому они используются в широком интервале температур.

*Полимерные композиционные материалы.* Особенностью является то, что матрицу образуют различные полимеры, служащие связующими для арматуры, которая может быть в виде волокон, ткани, пленок, стеклотекстолита.

Формирование полимерных композиционных материалов осуществляется прессованием, литьем под давлением, экструзией, напылением.

Широкое применение находят смешанные полимерные композиционные материалы, куда входят металлические и полимерные составляющие, которые дополняют друг друга по свойствам. Например, подшипники, работающие в условиях сухого трения, изготавливают из комбинации фторопласта и бронзы, что обеспечивает самосмазываемость и отсутствие ползучести.

Созданы материалы на основе полиэтилена, полистирола с наполнителями в виде асбеста и других волокон, обладающие высокими прочностью и жесткостью.

## **Материалы порошковой металлургии**

*Порошковая металлургия* – область техники, охватывающая процессы получения

порошков металлов и металлоподобных соединений и процессы изготовления изделий из них без расплавления.

Характерной особенностью порошковой металлургии является применение исходного материала в виде порошков, из которых прессованием формуются изделия заданной формы и размеров. Полученные заготовки подвергаются спеканию при температуре ниже температуры плавления основного компонента.

Основными достоинствами технологии производства изделий методом порошковой металлургии являются

1. возможность изготовления деталей из тугоплавких металлов и соединений, когда другие методы использовать невозможно;
2. значительная экономия металла за счет получения изделий высокой точности, в минимальной степени нуждающихся в последующей механической обработке (отходы составляют не более 1...3 %);
3. возможность получения материалов максимальной чистоты;
4. простота технологии порошковой металлургии.

Методом порошковой металлургии изготавливают твердые сплавы, пористые материалы: антифрикционные и фрикционные, фильтры; электропроводники, конструкционные детали, в том числе работающие при высоких температурах и в агрессивных средах.

### ***Пористые порошковые материалы***

Отличительной особенностью является наличие равномерной объемной пористости, которая позволяет получать требуемые эксплуатационные свойства.

*Антифрикционные материалы (пористость 15...30 %)*, широко применяющиеся для изготовления подшипников скольжения, представляют собой пористую основу, пропитанную маслом. Масло поступает из пор на поверхность, и подшипник становится самосмазывающимся, не требуется подводить смазку извне. Это существенно для чистых производств (пищевая, фармацевтическая отрасли). Такие подшипники почти не изнашивают поверхность вала, шум в 3...4 раза меньше, чем от шариковых подшипников.

Подшипники работают при скоростях трения до 6 м/с при нагрузках до 600 МПа. При меньших нагрузках скорости скольжения могут достигать 20...30 м/с. Коэффициент трения подшипников – 0,04...0,06.

Для изготовления используются бронзовые или железные порошки с добавлением графита (1...3 %).

Разработаны подшипниковые спеченные материалы на основе тугоплавких соединений (боридов, карбидов и др.), содержащие в качестве твердой смазки сульфиды, селениды и гексагональный нитрид бора. Подшипники могут работать в условиях вакуума и при температурах до 500°C.

Применяют металлопластмассовые антифрикционные материалы: спеченные бронзографиты, титан, нержавеющие стали пропитывают фторопластом. Получаются коррозионностойкие и износостойкие изделия. Срок службы металлопластмассовых материалов вдвое больше, чем материалов других типов.

*Фрикционные материалы (пористость 10...13 %)* предназначены для работы в муфтах сцепления и тормозах. Условия работы могут быть очень тяжелыми: трущиеся поверхности мгновенно нагреваются до 1200°C, а материал в объеме – до 500...600°C.



Применяют спеченные многокомпонентные материалы, которые могут работать при скоростях трения до 50 м/с на нагрузках 350...400 МПа. Коэффициент трения при работе в масле – 0,08...0,15, при сухом трении – до 0,7.

По назначению компоненты фрикционных материалов разделяют на группы:

а) основа – медь и ее сплавы – для рабочих температур 500...600°C, железо, никель и сплавы на их основе – для работы при сухом трении и температурах 1000...1200°C;

б) твердые смазки – предотвращают микросхватывание при торможении и предохраняют фрикционный материал от износа; используют свинец, олово, висмут, графит, сульфиты бария и железа, нитрид бора;

в) материалы, обеспечивающие высокий коэффициент трения – асбест, кварцевый песок, карбиды бора, кремния, хрома, титана, оксиды алюминия и хрома и др.

Примерный состав сплава: медь – 60...70 %, олово – 7 %, свинец – 5 %, цинк – 5...10%, железо – 5...10 %, кремнезем или карбид кремния – 2...3 %, графит – 1...2 %.

Из фрикционных материалов изготавливают тормозные накладки и диски. Так как прочность этих материалов мала, то их прикрепляют к стальной основе в процессе изготовления (припекают к основе) или после (приклепывают, приклеивают и т.д.).

*Фильтры (пористость 25...50 %)* из спеченных металлических порошков по своим эксплуатационным характеристикам превосходят другие фильтрующие материалы, особенно когда требуется тонкая фильтрация.

Они могут работать при температурах от –273°C до 900°C, быть коррозионностойкими и жаропрочными (можно очищать горячие газы). Спекание позволяет получать фильтрующие материалы с относительно прямыми тонкими порами одинакового размера.

Изготавливают фильтры из порошков коррозионностойких материалов: бронзы, нержавеющей стали, никеля, серебра, латуни и др. Для удовлетворения запросов металлургической промышленности разработаны материалы на основе никелевых сплавов, титана, вольфрама, молибдена и тугоплавких соединений. Такие фильтры работают тысячи часов и поддаются регенерации в процессе работы. Их можно продуть, протравить, прожечь.

Фильтрующие материалы выпускают в виде чашечек, цилиндров, втулок, дисков, плит. Размеры колеблются от дисков диаметром 1,5 мм до плит размерами 450 x 1000 мм. Наиболее эффективно применение фильтров из нескольких слоев с различной пористостью и диаметром пор.

### ***Прочие пористые изделия***

*“Потеющие сплавы”* – материалы, через стенки которых к рабочей наружной поверхности детали поступает жидкость или газ. Благодаря испарению жидкости температура поверхности понижается (лопатки газовых турбин).

Сплавы выпускаются на основе порошка нихроми с порами диаметром до 10...12 мкм при пористости 30 %. Сплавы этого типа используются и для решения обратной задачи: крылья самолетов покрывают пористым медно-никелевым слоем и подают через него на поверхность антифриз, препятствующий обледенению.

*Пеноматериалы* – материалы с очень высокой пористостью, 95...98 %. Например, плотность вольфрама 19,3 г/см<sup>3</sup>, а пеновольфрама – всего 3 г/см<sup>3</sup>. Такие материалы используют в качестве легких заполнителей и теплоизоляции в авиационной технике.

## **Конструкционные порошковые материалы**

*Спеченные стали.* Типовыми порошковыми деталями являются кулачки, корпуса подшипников, ролики, звездочки распределительных валов, детали пишущих и вычислительных машин и другие. В основном это слабонагруженные детали, их изготавливают из порошка железа и графита. Средненагруженные детали изготавливают или двукратным прессованием – спеканием, или пропиткой спеченной детали медью или латунью. Детали сложной конфигурации (например, две шестерни на трубчатой оси) получают из отдельных заготовок, которые насаживают одну на другую с натягом и производят спекание. Для изготовления этой группы деталей используют смеси железо – медь – графит, железо – чугун, железо – графит – легирующие элементы.

Особое место занимают шестерни и поршневые кольца. Шестерни в зависимости от условий работы изготавливают из железо – графита или из железо – графита с медью или легирующими элементами. Снижение стоимости шестерни при переходе с нарезки зубьев на спекание порошка составляет 30...80 %. Пропитка маслом позволяет обеспечить самосмазываемость шестерни, уменьшить износ и снизить шум при работе.

Спеченные поршневые кольца изготавливают из смеси железного порошка с графитом, медью и сульфидом цинка (твердая смазка). Для повышения износостойкости делают двухслойные кольца: во внешний слой вводят хром и увеличивают содержание графита. Применение таких колец увеличивает пробег автомобильного двигателя, уменьшает его износ и сокращает расход масла.

Высоколегированные порошковые стали, содержащие 20 % хрома и 15 % никеля, используют для изготовления изделий, работающих в агрессивных средах.

## **Спеченные цветные металлы**

Спеченный титан и его сплавы используют в виде полуфабрикатов (лист, трубы, прутки). Титановый каркас пропитывают магнием. Такие материалы хорошо обрабатываются давлением.

Широко используются материалы на основе меди, например, изготавливают бронзу – графитные шестерни. Свойства спеченных латуней выше, чем литых, из-за большей однородности химического состава и отсутствия посторонних включений.

Спеченные алюминиевые сплавы используют для изготовления поршней тяжело нагруженных двигателей внутреннего сгорания и других изделий, длительное время работающих при повышенных температурах, благодаря их повышенной жаропрочности и коррозионной стойкости.

*Керамикометаллические материалы (керметы)* содержат более 50 % керамической фазы. В качестве керамической фазы используют тугоплавкие бориды, карбиды, оксиды и нитриды, в качестве металлической фазы – кобальт, никель, тугоплавкие металлы, стали.

Керметы отличаются высокими жаростойкостью, износостойкостью, твердостью, прочностью. Они используются для изготовления деталей конструкций, работающих в агрессивных средах при высоких температурах (например, лопаток турбин, чехлов термопар). Частным случаем керметов являются твердые сплавы.

## **Электротехнические порошковые материалы**

*Электроконтактные* порошковые материалы делятся на материалы для разрывных контактов и материалы для скользящих контактов.

*Материалы разрывных контактов* должны быть тепло- и электропроводными, эрозионностойкими при воздействии электрической дуги, не свариваться в процессе работы. Контактное сопротивление должно быть возможно меньшим, а критические сила тока и напряжение при образовании дуги – возможно большими. Чистых металлов, удовлетворяющих всем этим требованиям, нет. Изготавливают контактные материалы прессованием с последующим спеканием или пропиткой пористого тугоплавкого каркаса более легкоплавким металлом (например, вольфрам пропитывают медью или серебром).

Тяжелонагруженные разрывные контакты для высоковольтных аппаратов делают из смесей вольфрам – серебро – никель или железо – медь. В низковольтной и слаботочной аппаратуре широко используют материалы на основе серебра с никелем, оксидом кадмия и другими добавками, а также медно – графитовые материалы.

*Скользящие контакты* широко используют в приборах, коллекторных электрических машинах и электрическом транспорте (токосъемники). Представляют собой пары трения, должны обладать высокими антифрикционными свойствами, причем контакт должен быть мягче, чем контртело и не изнашивать его, так как заменить скользящий контакт проще, чем коллектор или привод. Для обеспечения антифрикционности, в состав смесей для скользящих контактов вводят твердые смазки – графит, дисульфид молибдена, гексагональный нитрид бора. Большинство контактов электрических машин изготавливают из меди с графитом. Для коллекторных пластин пантографов используют бронзографитовые контакты. Контакты приборов изготавливают из серебра с графитом, серебра с палладием, никелем, дисульфидом молибдена, вольфрама с палладием.

### ***Магнитные порошковые материалы***

Различают магнитомягкие и магнитотвердые материалы.

*Магнитомягкие* – это материалы с большой магнитной проницаемостью и малой коэрцитивной силой, быстро намагничиваются и быстро теряют магнитные свойства при снятии магнитного поля. Основной магнитомягкий материал – чистое железо и его сплавы с никелем и кобальтом. Для повышения электросопротивления легируют кремнием, алюминием. Для улучшения прессуемости сплавов вводят до 1 % пластмассы, которая полностью испаряется при спекании. Пористость материалов должна быть минимальной.

Отдельно выделяется группа *магнитодиэлектриков* – это частицы магнитомягкого материала, разделенные тонким слоем диэлектрика – жидкого стекла или синтетической смолы. Таким материалам присущи высокое электросопротивление и минимальные потери на вихревые токи и на перемагничивание. Изготавливаются в результате смешивания, прессования и спекания, особенностью является то, что при нагреве частицы магнитного материала остаются изолированными и не меняют формы. За основу используют чистое железо, альсиферы.

*Магнитотвердые материалы (постоянные магниты)* – материалы с малой магнитной проницаемостью и большой коэрцитивной силой.

Магниты массой до 100 г изготавливают из порошковых смесей такого же состава,

как литые магниты: железо – алюминий – никель (альни), железо – алюминий – никель – кобальт (альнико). После спекания этих сплавов обязательна термическая обработка с наложением магнитного поля.

Высокие магнитные свойства имеют магниты из сплавов редкоземельных металлов (церий, самарий, празеодим) с кобальтом.

# ВСЁ!!!