

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ
РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

Рудненский индустриальный институт

Кафедра металлургии и горного дела

Лежнев С.Н.

Металловедение и термическая обработка

Электронное учебное пособие

[ПЕРЕЙТИ К СОДЕРЖАНИЮ ПОСОБИЯ](#)

Рудный 2019

СОДЕРЖАНИЕ

	Лекционный курс	4
Лекция 1	<u>Общая характеристика металлов и сплавов</u>	4
Лекция 2	<u>Строение металлов</u>	6
Лекция 3	<u>Реальное строение металлических кристаллов</u>	12
Лекция 4	<u>Пластическая деформация и рекристаллизация металлов и сплавов</u>	15
Лекция 5	<u>Влияние нагрева на структуру холоднодеформированного металла</u>	19
Лекция 6	<u>Роста зерна при отжиге</u>	22
Лекция 7	<u>Влияние горячей деформации на структуру</u>	25
Лекция 8	<u>Теория строения сплавов</u>	28
Лекция 9	<u>Диаграмма состояния системы железо-цементит и железо-графит</u>	30
Лекция 10	<u>Железо и его сплавы. Классификация и маркировка углеродистых сталей и чугунов, их микроструктура и свойства</u>	34
Лекция 11	<u>Влияние легирующих элементов на свойства феррита и аустенита. Структурные классы легированных сталей</u>	38
Лекция 12	<u>Влияние легирующих элементов на свойства феррита и аустенита. Структурные классы легированных сталей</u>	45
Лекция 13	<u>Значение и роль термической обработки. Классификация видов термической обработки. Собственная термическая обработка</u>	50
Лекция 14	<u>Термомеханическая обработка. Химико-термическая обработка</u>	53
Лекция 15	<u>Диаграммы состояния термической обработки. Отжиг 1 рода</u>	55
Лекция 16	<u>Отжиг 2 рода</u>	57
Лекция 17	<u>Гомогенизирующий (диффузионный) отжиг</u>	62
Лекция 18	<u>Способы ускорения гомогенизирующего отжига. Изменение свойств сплава при гомогенизирующем отжиге</u>	65
Лекция 19	<u>Изменение структуры металла при дорекристаллизационном и рекристаллизационном отжигах</u>	67
Лекция 20	<u>Первичная рекристаллизация</u>	71
Лекция 21	<u>Собирательная рекристаллизация. Вторичная рекристаллизация</u>	73
Лекция 22	<u>Размер рекристаллизованного зерна в отожженном металле</u>	76
Лекция 23	<u>Назначение рекристаллизационного отжига</u>	78
Лекция 24	<u>Отжиг 2 рода для доэвтектоидных сталей</u>	81
Лекция 25	<u>Закалка с полиморфным превращением</u>	84
Лекция 26	<u>Критическая скорость охлаждения. Прокаливаемость. Закалочные среды</u>	88
Лекция 27	<u>Способы закалки</u>	91
Лекция 28	<u>Теория отпуска закаленной стали</u>	95
Лекция 29	<u>Теория химико-термической обработки</u>	99
Лекция 30	<u>Термомеханическая обработка</u>	105

Лабораторный практикум	113
<u>Лабораторная работа № 1. Общие сведения и устройство оптического микроскопа</u>	113
<u>Лабораторная работа № 2. Приготовление образца для изучения микроструктуры с помощью оптического микроскопа</u>	121
<u>Лабораторная работа № 3. Количественный металлографический анализ</u>	132
<u>Лабораторная работа № 4. Микроструктура и твердость пластически деформированного и рекристаллизованного металла</u>	148
<u>Лабораторная работа №5. Исследование влияния температуры нагрева на микроструктуру и твердость закаленных углеродистых сталей</u>	159
<u>Лабораторная работа №6. Исследование влияния температуры отпуска закаленных углеродистых сталей на их микроструктуру и твердость</u>	163
<u>Лабораторная работа №7. Исследование влияния скорости охлаждения при термической обработке на микроструктуру и твердость углеродистых сталей</u>	168
<u>Приложение 1. Травление микрошлифов</u>	172
<u>Список литературы</u>	173

Лекционный курс

Лекция 1. Общая характеристика металлов и сплавов

Приступая к изучению предмета металлосведение и термическая обработка, прежде всего следует ответить на вопрос: что такое металл?

В химии под металлами понимают определенную группу элементов, расположенную в левой части таблицы Д.И. Менделеева.

В технике под металлами понимают вещества, обладающие металлическим блеском, высокой пластичностью, электро- и теплопроводностью.

«Металлы это суть светлые тела, которые ковать можно», - говорил М.В. Ломоносов. Это свойство присуще не только чистым элементам, но и металлическим сплавам.

Такой комплекс свойств обеспечивается особенностями их атомно-кристаллического строения. На внешних оболочках атомов металлов находится небольшое количество электронов, слабо связанных с ядром. Это обуславливает и особый характер химического взаимодействия атомов металлов, и металлические свойства. Электроны имеют отрицательный заряд, и достаточно создать ничтожную разность потенциалов, чтобы началось перемещение электронов по направлению к положительно заряженному полюсу, создающее электрический ток. Вот почему металлы являются хорошими проводниками электрического тока, а неметаллы ими не являются.

Все металлы и сплавы принято делить на 2 большие группы: черные и цветные металлы.

Черные металлы имеют темно-серый цвет, большую плотность (кроме щелочноземельных), высокую температуру плавления, относительно высокую твердость и во многих случаях обладают полиморфизмом (например, Fe).

Цветные металлы чаще всего имеют характерную окраску (красную, желтую, белую), обладают большой пластичностью, малой твердостью, относительно низкой температурой плавления, для них характерно отсутствие полиморфизма (например, Cu).

Черные металлы в свою очередь подразделяются на:

1) **железные** металлы (Fe, Co, Ni – ферромагнетики) и близкий к ним по свойствам Mn;

2) **тугоплавкие** металлы – температура плавления выше температуры плавления железа (1539°C);

3) **урановые** металлы – актиноиды, применяются в основном в сплавах для атомной энергетики;

4) **редкоземельные** металлы – лантан, церий, неодим, празеодим и др. (лантаноиды) и сходные с ним по свойствам иттрий и скандий.

5) **щелочноземельные** металлы в свободном металлическом состоянии не применяются.

Цветные металлы подразделяются на:

1) **легкие** металлы (Be, Mg, Al), обладающие малой плотностью;

2) **благородные** металлы (Au, Ag, Pt, иридий, родий, осмий, рутений, полублагородная медь), обладают высокой устойчивостью против коррозии;

3) **легкоплавкие** металлы – температура плавления ниже температуры плавления железа (Zn, Cd, Hg, Sn, Pb, Bi, таллий, сурьма и элементы с ослабленными металлическими свойствами – галлий и германий).

При химическом взаимодействии между металлами и неметаллами внешние электроны от атомов металла переходят к атомам неметалла. Атом металла превращается при этом в положительный ион, а атом неметалла – в отрицательный. Таким образом, слабая связь наружных электронов с ядром обуславливает химические и физические свойства металлов.

Металлы и их сплавы имеют следующее атомно-кристаллическое строение: в определенных местах кристаллической решетки располагаются положительно заряженные ионы, а наружные свободные электроны создают внутри металла как бы легкотекучую жидкость, или **электронный газ**, который беспорядочно движется во всех направлениях. Но если создать условия (например, при создании разности потенциалов), движение электронов получает определенное направление и возникает электрический ток.

Важнейшей характеристикой электрона в атоме является его энергия. Она зависит от уровня, который занимает электрон в электронной оболочке атома, то есть от удаления от ядра. Энергетический уровень электрона можно охарактеризовать 4-мя квантовыми числами:

- **главным квантовым числом n** , определяющим основной вклад в энергетический уровень;

- **орбитальным квантовым числом l** , являющимся мерой момента количества движения электрона по орбите;

- **магнитным квантовым числом m** , описывающим расщепление уровней энергии в слабом магнитном поле;

- **спиновым квантовым числом s** , которому приписывается смысл магнитного момента электрона.

По заполнению электронами внешних подуровней металлы разделяются на 2 группы:

1) **простые**, у которых электроны на d-подуровне (энергия электронов на энергетических уровнях подразделяется по подуровням s, p, d, f) отсутствуют (Li, Na, Ca, Al и др.), либо у которых d-подуровень заполнен полностью (Cu, Zn, Cd, Ag и др.);

2) **переходные**, у которых заполнение d-подуровня начинается при частично заполненном s-подуровне следующей оболочки (Fe, Ni, Co, Mo, Cr, V, Nb, Zr, Ti – важнейшие металлов, используемые для создания конструкционных материалов).

Отмеченные выше различия свойств металлов и неметаллов обусловлены различным характером межатомной связи в этих материалах.

Лекция 2. Строение металлов

Типы межатомной связи. Известно 4 основных типа межатомных связей:

1) ионная (полярная, гетерогенная, электровалентная) связь проявляется в так называемых ионных кристаллах (NaCl, KBr и т.п.) Это связь, возникающая при образовании химического соединения металла с неметаллом.

2) ковалентная связь – это связь, обусловленная взаимодействием спаренных электронов с противоположной ориентацией спинов, занимающих одну молекулярную орбиту; проявляется при образовании молекул из атомов одного элемента (O₂, H₂, Cl₂ и т.д.);

3) межмолекулярная (Ван-дер-Ваальсовая) связь – связь, возникающая между любыми атомами и молекулами (He, Ar);

4) металлическая связь характеризуется тем, что при сближении атомов валентные электроны теряют принадлежность к отдельным атомам и становятся общими, образуя так называемый «электронный газ». Связь в этом случае определяется электростатическим притяжением между положительно заряженным ионным скелетом и отрицательно заряженным электронным газом (коллективизированными электронами). Этот тип связи в металлах обуславливает большинство характерных для металлов свойств (высокую электро- и теплопроводность, хорошую деформируемость и т.д.). Этот тип связи самый сильный. Металлическая связь проявляется в металлах.

У переходных металлов имеются обе связи (металлическая и ковалентная) с преобладанием металлической, которая реализуется свободными s-электронами, а ковалентная – нескомпенсированными d- или f-электронами. Электропроводность этих металлов, как и теплопроводность, ниже, чем у одновалентных. Они тверже и менее пластичны.

Атомно-кристаллическая структура. Атомно-кристаллическая структура – взаимное расположение атомов (ионов), существующее в реальном кристалле.

В металлах атомы располагаются закономерно, образуя правильную кристаллическую решетку, что соответствует минимальной энергии взаимодействия атомов.

Кристаллическая решетка состоит из воображаемых линий и плоскостей, проходящих через точки расположения ионов в пространстве, образующая твердое (кристаллическое) тело (рис.1). Это трехмерное, периодически повторяющееся расположение атомов во всем объеме кристалла. Жирными линиями выделен наименьший параллелепипед (объем), последовательным перемещением которого вдоль трех своих осей может быть построен весь кристалл. Этот наименьший объем кристалла, дающий представление об атомной структуре металла в любом объеме, называется элементарной кристаллической ячейкой.

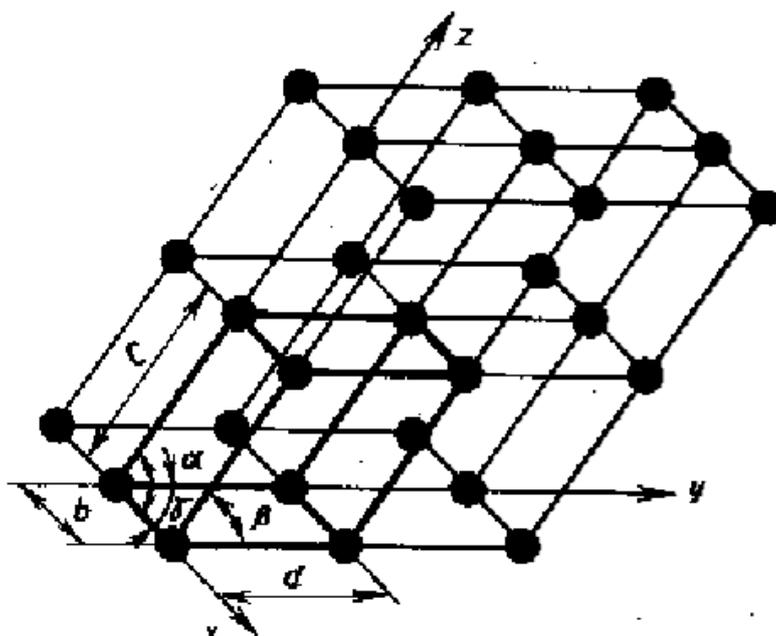
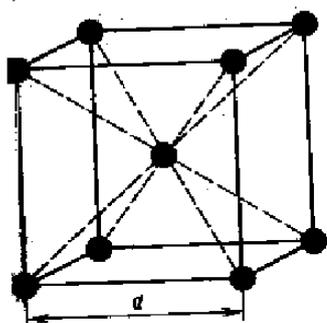


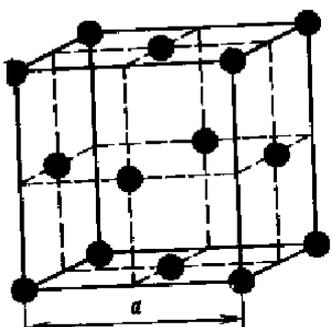
Рисунок 1 - Схема кристаллической решетки

Большинство металлов образует одну из следующих высокосимметричных решеток с плотной упаковкой атомов:

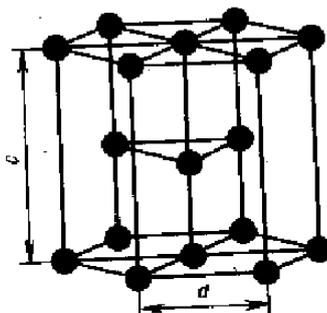
- кубическую объемноцентрированную (ОЦК – Pb, K, Na, Ti_β, Zr_β, Ta, W, V, Fe_α, Cr, Nb, Ba и др.);
- кубическую гранецентрированную (ГЦК – Ca_α, Ce, Sr_α, Tn, Pb, Ni, Ag, Au, Pd, Rh, Ir, Fe_γ, Cu, Co_α, и др.);



а)



б)



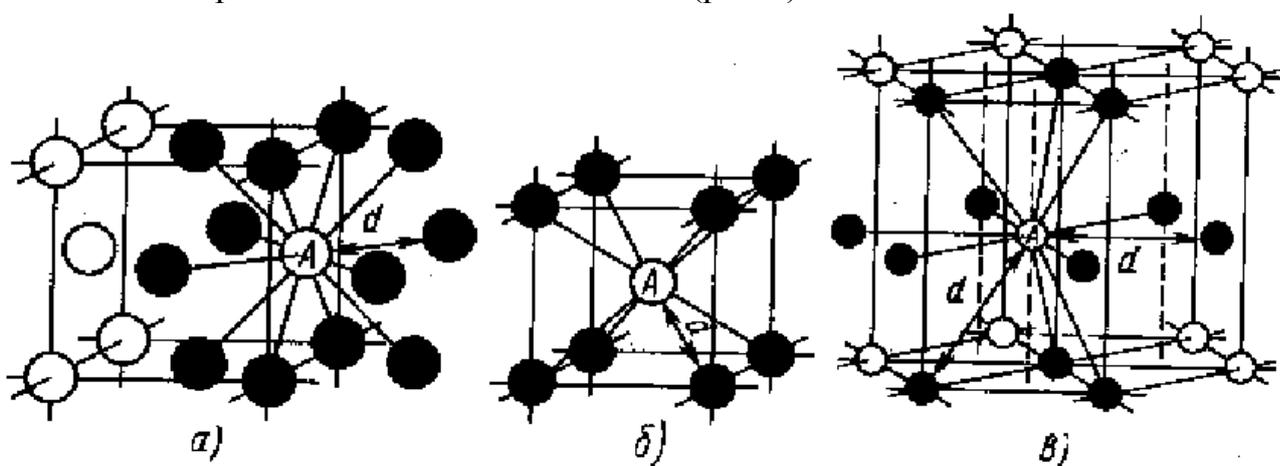
в)

а – объемно центрированная кубическая (ОЦК); б - гранецентрированная кубическая (ГЦК); в – гексагональная плотноупакованная (ГПУ)

Рисунок 2 - Кристаллические решетки металлов:

- гексагональную плотноупакованную (ГПУ – Mg, Ti_α, Cd, Re, Os, Ru, Zn, Co_β, Be, Ca_β и др.) (рис.2).

Координационное число – число атомов, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного атома (рис.3).



А – К8; б – К12; в – Г12

Рисунок 3 - Схема, показывающая число атомов, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного атома А в разных кристаллических решетках (С.С. Штейнберг)

Базис. Существенной характеристикой кристаллической структуры является базис – число атомов, приходящихся на элементарную ячейку, то есть принадлежащих ей полностью.

В ОЦК решетке атомы, находящиеся в вершине, принадлежат восьми элементарным ячейкам. Следовательно, каждый атом вносит в данную элементарную ячейку только одну восьмую часть своего объема. Центральный атом полностью принадлежит данной элементарной ячейке. Следовательно, на одну элементарную ячейку приходится $\frac{1}{8} * 8 + 1 = 2$ атома.

В ГЦК решетке на одну элементарную ячейку приходится четыре атома ($\frac{1}{8} * 8 = 1$ атом от числа расположенных в вершинах куба плюс $\frac{1}{2} * 6 = 3$ атома из числа центрирующих грани).

В ГПУ решетке атомы, находящиеся в вершине, принадлежат шести элементарным ячейкам. Следовательно, каждый атом вносит в данную элементарную ячейку только одну шестую часть своего объема $\frac{1}{6} * 12 = 2$. Три центральных атома полностью принадлежат данной элементарной ячейке. Атом, находящийся в центре основания, принадлежит двум ячейкам. Таких атома два, следовательно, каждый атом вносит в данную ячейку только одну

вторую часть своего объема $\frac{1}{2} * 2 = 1$. Таким образом, на одну элементарную ячейку приходится $\frac{1}{6} * 12 + 3 + \frac{1}{2} * 2 = 6$ атома.

Аллотропия. Атомы данного элемента могут образовать любую кристаллическую решетку. Однако устойчивым, а следовательно, реально существующим типом является решетка, обладающая наиболее низким запасом свободной энергии. Однако в ряде случаев при изменении температуры или давления может оказаться, что для того же металла более устойчивой будет другая решетка, чем та, которая была (существовала) при другой температуре или давлении (Fe_{ГЦК}, Fe_{ОЦК}, Co_{ГЦК}, Co_{ГПУ}, Sn, Mn, Ti и др.).

Существование одного металла (вещества) в нескольких кристаллических формах носит название полиморфизма, или аллотропии. Область существования (различные кристаллические формы) – модификация полиморфная или аллотропическая (обозначаются буквами греческого алфавита α, β, γ и т.д.). Переход из одной модификации в другую (при нагреве или охлаждении) – полиморфным (аллотропическим) превращением. Небольшие изменения давления не приводят к полиморфным превращениям. Поэтому главным образом важна температурная аллотропия. Аллотропическая форма, существующая при самой низкой температуре, обозначается α, следующая – β.

Температура, при которой происходит полиморфное превращение, называется температурой полиморфного превращения. Переход из одной модификации в другую при нагреве металла сопровождается поглощением тепла и происходит при постоянной температуре. При охлаждении происходит выделение тепла (скрытой теплоты превращения) при той же температуре, что и при нагреве (теоретически), но практически при более низкой вследствие переохлаждения.

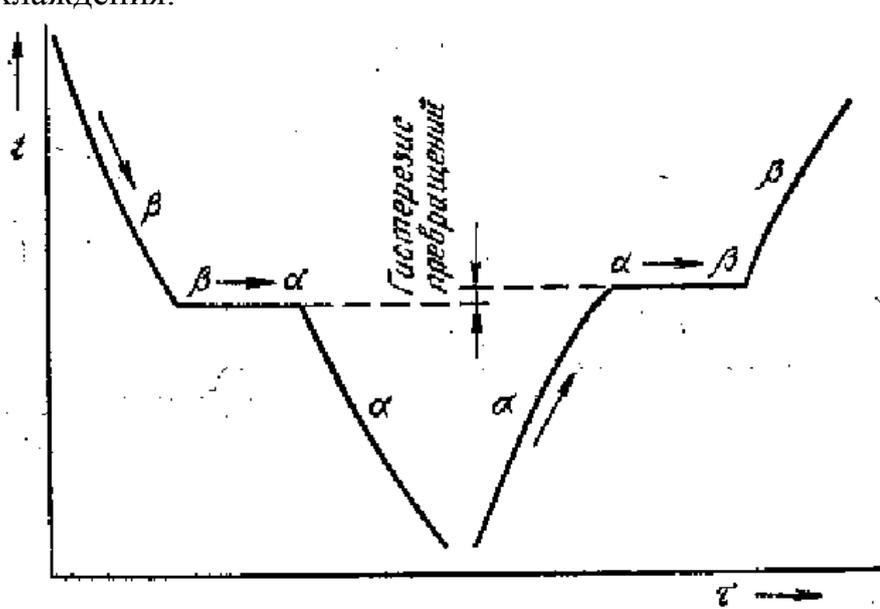


Рисунок 4 - Кривые охлаждения и нагрева металла, имеющего аллотропическое превращение

Высокотемпературная модификация имеет более простое атомно-кристаллическое строение и более высокую пластичность.

Магнитное превращение. Некоторые металлы (железо, никель, кобальт) отличаются специфическими магнитными свойствами, например способностью хорошо намагничиваться. Эти свойства называются ферромагнитными. Однако при нагреве ферромагнитные свойства металла постепенно теряются. Кюри показал, что полная потеря ферромагнитных свойств получается при определенной температуре, названной в дальнейшем точкой Кюри.

Интенсивность намагничивания с повышением температуры постепенно снижается, и точка Кюри соответствует окончательной потере ферромагнетизма.

Магнитное превращение имеет ряд особенностей, отличающих его от аллотропического превращения.

Во-первых, магнитные свойства постепенно падают по мере приближения к точке превращения, и эта точка не отвечает скачкообразному изменению свойств. Во-вторых, магнитное превращение не имеет температурного гистерезиса. Увеличение скорости охлаждения не снижает температуры превращения. В-третьих, механические и некоторые физические свойства при превращении не изменяются (изменяются многие электрические, магнитные и тепловые свойства). В-четвертых, самое важное: магнитное превращение не сопровождается перекристаллизацией – образованием новых зерен и изменением решетки.

Эти особенности существенно отличают магнитное превращение от аллотропического.

Типичными для аллотропического превращения являются изменение кристаллической решетки, перекристаллизация и тепловой гистерезис превращения.

Магнитное превращение не сопровождается ни одним из этих явлений. Следовательно, магнитное превращение есть особый вид превращения, принципиально отличный от аллотропического.

Согласно современным представлениям, при магнитных превращениях происходит изменение не в кристаллической структуре металла, а во взаимодействии внешних и внутренних электронных оболочек атомов.

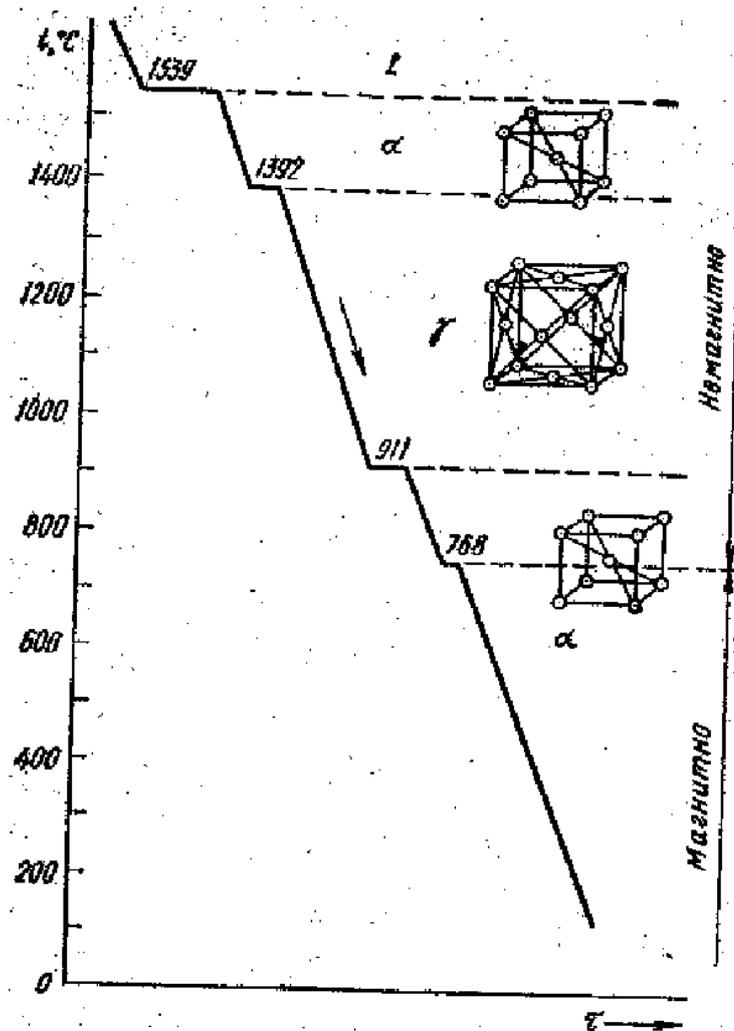


Рисунок 5 - Кривая охлаждения железа

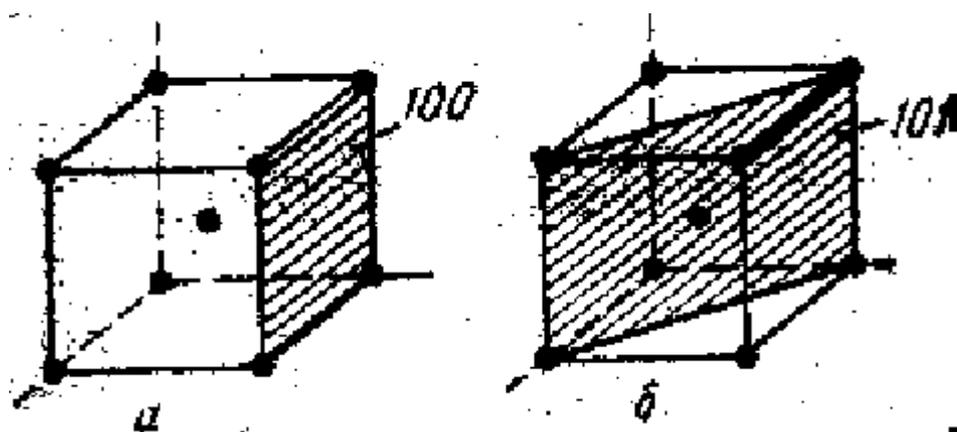


Рисунок 6 - Плоскости в решетке объемноцентрированного куба

Анизотропия. Кристаллическое строение твердого металла, как и всякого твердого тела, предопределяет различие свойств в разных направлениях кристалла. Такое различие свойств называется **анизотропией**. То есть свойства

отдельно взятого кристалла (монокристалла) по данному направлению отличаются от свойств в другом направлении и зависят от того, сколько атомов встречается в этом направлении. (В монокристалле анизотропия отсутствует. Металл изотропен, то есть его свойства во всех направлениях одинаковы). Все кристаллы анизотропны.

Реальный металл состоит из многих кристаллов (зерен); размер каждого кристалла измеряется долями миллиметра, и поэтому в 1 см^3 металла содержатся десятки тысяч кристаллов. Произвольность ориентировки каждого кристалла приводит к тому, что в любом направлении располагается примерно одинаковое количество различно ориентированных кристаллов. В результате получается, что свойства такого поликристаллического тела одинаковы во всех направлениях, хотя свойства каждого кристалла, составляющего это тело, зависят от направления. Это явление называется квазиизотропией (ложная изотропия). В большинстве случаев стремятся получать квазиизотропные металлические изделия.

Лекция 3. Реальное строение металлических кристаллов

Кристаллы металлов обычно имеют небольшие размеры. Поэтому металлическое изделие состоит из очень большого числа кристаллов. Подобное строение называется поликристаллическим. В поликристаллическом агрегате отдельные кристаллы не имеют возможности принять правильную форму. Кристаллы неправильной формы называются зёрнами или кристаллитами.

Различие отдельных зёрен состоит в различной пространственной ориентации. В общем случае ориентация кристаллической решетки в зёрне случайна, с равной степенью вероятности может встретиться любая ориентация ее в пространстве. Однако это состояние не является единственным. Пластическая деформация в холодном состоянии (прокатка, волочение и т.д.) приводит к преимущественной ориентировке зёрен (текстура).

При очень медленном отводе тепла при кристаллизации, а также с помощью других специальных способов может быть получен кусок металла, представляющий собой один кристалл – монокристалл. Монокристаллы больших размеров (массой в несколько сот граммов) изготавливают для научных исследований, отдельных специальных отраслей техники (полупроводники).

Исследования показали, что внутренняя кристаллическая структура зёрна не является правильной.

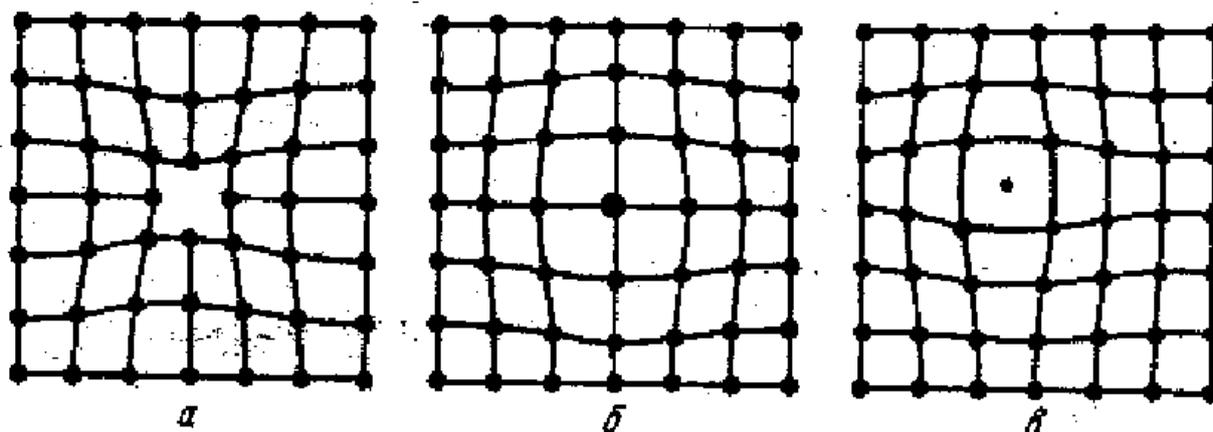
Характер и степень нарушения правильности или совершенства кристаллического строения определяют в значительной мере свойства металлов. До сих пор мы принимали, что атомы в кристаллических решетках расположены в строгом порядке, то есть рассматривали идеальный кристалл. В любом реальном кристалле всегда имеются дефекты строения, то есть идеальное расположение атомов нарушено, или, как принято говорить, в кристалле имеется значительное число дефектов.

Дефекты в кристаллах сильно влияют на их свойства и характеризуются размерностью. По этому признаку их делят на 4 группы:

1) точечные – дефекты малы во всех трех измерениях, и размеры их не превышают нескольких атомных диаметров (вакансии, межузельные атомы). Вакансии образуются в результате нагрева, пластической деформации, рекристаллизации, бомбардировке металла атомами или частицами высоких энергий (облучение). Точечные дефекты вызывают местное искажение кристаллической решетки (рис.7).

2) линейные – имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем измерении. Цепочка вакансий составляет линейный дефект – дислокацию (рис.8). Правильность кристаллического строения нарушается двумя видами дефектов – точечными и линейными. Вакансии непрерывно перемещаются в решетке. Линейные дефекты не двигаются самопроизвольно и хаотически, как вакансии.

3) поверхностные – дефекты малы только в одном измерении. Они представляют собой поверхности раздела между отдельными зернами или субзернами в поликристаллическом металле, к ним относятся также дефекты упаковки, двойники, дислокационные стенки.



а – вакансия; б – замещенный атом; в – внедренный атом

Рисунок 7 - Схема точечных дефектов

4) объемные – трехмерные дефекты, имеют большую протяженность в трех измерениях. Это поры, трещины, усадочные раковины и т.д.

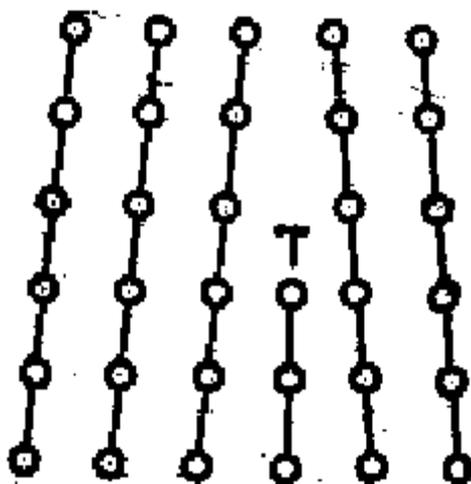


Рисунок 8 - Дислокация в кристаллической решетке

Поликристалл состоит из большого числа зерен, при этом в соседних зернах кристаллические решетки ориентированы различно. Границы между зернами бывают большеугловыми (кристаллографические направления в соседних зернах образуют углы, достигающие более 10°), малоугловыми (угол меньше 10°).

Поверхностные плоские дефекты связаны с наличием границ зерен и блоков в металле. Каждое зерно металла состоит из отдельных субзерен, образующих субструктуру. Субзерна имеют размеры ($0,1 \div 1$ мкм) на $1 \div 3$ порядка меньше размеров самого зерна (рис.9). То есть зерно в действительности состоит как бы из мозаики отдельных блоков, кристаллографические плоскости которых повернуты друг относительно друга на небольшой угол (малоугловые границы). Такое строение называется мозаичной структурой, а составляющие ее блоки – блоками мозаики. Изменение размеров блоков мозаичной структуры при различных процессах обработки металла приводит к изменению его свойств. В пределах каждого блока решетка почти идеальна, но разворот одного блока относительно другого обусловлен наличием дислокаций, а именно дислокационными стенками.

Часто блоки объединяются в более крупные агрегаты – фрагменты. Каждый фрагмент содержит большое количество блоков. Фрагменты в свою очередь разориентированы относительно друг друга на угол в несколько градусов ($1 \div 5^\circ$).

Границы между зернами в поликристаллическом теле представляют собой зоны с искаженной решеткой, энергия которых увеличивает общую энергию рассматриваемого тела. В мелкозернистом металле зернограничная протяженность больше, чем у крупнозернистого вещества. Искажения решетки на границах зерен влияют на свойства металла, вследствие чего они могут быть иными, чем в монокристалле.

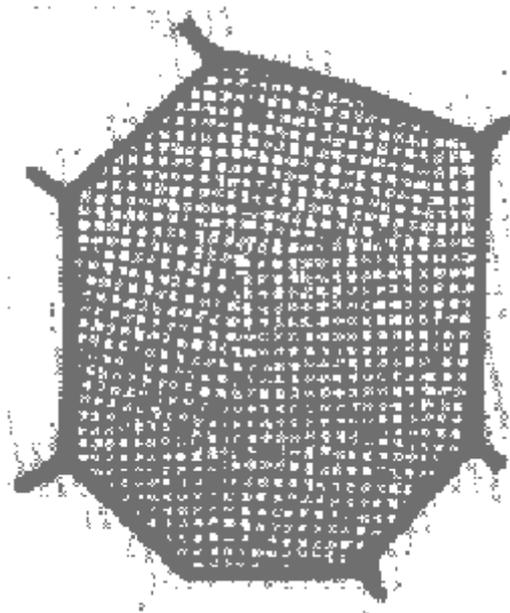


Рисунок 9 - Схема зерна и блочной структуры

Границы блоков, или субграницы, как и границы зерен, являются дефектами решетки.

Таким образом, реальный металлический кристалл содержит атомно-кристаллические (вакансии, дислокации) и структурные (блоки, фрагменты) несовершенства.

Свойства кристаллов данного металла связаны с многими факторами его внутреннего строения – содержанием вакансий и дислокаций, с их расположением (дислокационной структурой), с размерами и разориентировкой блочной структуры (тонкой структуры).

В настоящее время имеются многочисленные экспериментальные средства, с помощью которых изучают дислокационное и тонкое строение металлических кристаллов.

Лекция 4. Пластическая деформация и рекристаллизация металлов и сплавов

При изменении условий в твердом теле, в частности в металле могут происходить структурные превращения, которые приводят его в соответствие с изменившимися условиями. Такие превращения под влиянием нагревания и охлаждения, приложения внешних механических сил, намагничивания и т.д. могут быть обратимыми и необратимыми. Это превращения при отжиге, пластической деформации, аллотропических изменениях, а также магнитные.

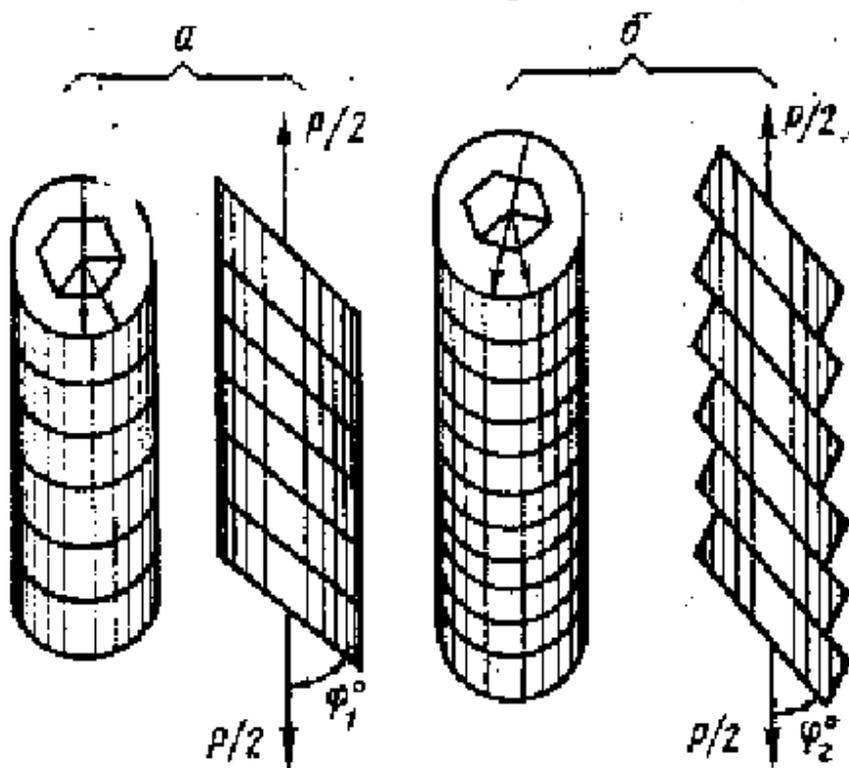
Во многих сплавах после их затвердевания, то есть в твердом состоянии, происходят фазовые превращения (вторичная перекристаллизация). Они вызываются полиморфными превращениями компонентов и распадом твердого

раствора в связи с изменением взаимной растворимости компонентов в твердом состоянии.

Превращения в твердом состоянии протекают в результате образования зародышей новой фазы и последующего их роста. Фазовые превращения в твердом состоянии также должны отвечать основному термодинамическому условию – уменьшать энергию Гиббса всей системы.

Структурные изменения при холодной пластической деформации. При слабой деформации под напряжением, незначительно превышающем предел упругости, структура металла еще не изменяется. Однако макроскопическое распределение в нем напряжений уже можно наблюдать невооруженным глазом по появлению на поверхности линий Чернова-Людерса, отражающих это распределение. Линии Чернова-Людерса можно наблюдать, если после деформации гладко отполированного образца протравить его специальными реактивами.

При растяжении монокристалла цинка происходит относительное смещение (сдвиг) отдельных частей кристалла и он удлиняется (рис.10).



а – исходное положение; б – после растяжения

Рисунок 10 - Сдвиг при растяжении

Такое смещение происходит по плоскостям, называемым плоскостями скольжения (сдвига). Плоскости, по которым прошел сдвига, выявляются на полированной свободной поверхности или на шлифе в виде прямых или волнистых линий скольжения (сдвига). Если линия прямая, то скольжение шло по одной плоскости, если волнистая – по нескольким пересекающимся

плоскостям. Часто линии скольжения распределены в кристалле неравномерно, группы близко расположенных линий скольжения образуют полосы скольжения. При увеличении деформации число полос скольжения возрастает, причем в некоторых случаях между ними в конце концов устанавливается примерно одинаковое расстояние.

При сдвиге происходит не только относительное смещение частей кристалла, но и их поворот относительно направления действующей силы. Очень часто отдельные части кристалла поворачиваются при сдвиге неодинаково. В результате на макроструктуре выявляются участки, поворот которых отличается от поворота соседних областей. Эти участки называются полосами деформации или полосами сброса. При дальнейшем увеличении степени деформации в кристалле появляются участки с новым семейством полос скольжения.

Экспериментально установлено, что при любом виде деформации (растяжении, изгибе, кручении и т.д.) сдвиг в кристаллах происходит по плоскостям и направлениям со строго определенными индексами, которые называются плоскостями и направлениями скольжения. Обычно эти плоскости с наиболее плотно упакованными атомами. В цинке (ГП решетка) систему скольжения (система скольжения – сочетание какой-либо плоскости и одного из направлений скольжения) образует плоскость гексагонального базиса и одна из трех диагоналей базиса, то есть в цинке есть 3 системы скольжения. В металлах с ГЦК решеткой $\{111\}\langle 110\rangle$ (12 систем скольжения), в металлах с ОЦК решеткой - $\{110\}$, $\{112\}$, $\{123\}\langle 111\rangle$ (48 систем скольжения). В ходе деформации в кристалле действуют не сразу все системы скольжения.

Характерно, что линии скольжения доходят только до границ зерен. В соседнем зерне от места встречи линии скольжения с границей может пойти новая линия скольжения, но уже в новом направлении – в соответствии с ориентировкой решетки этого зерна.

При больших степенях деформации в поликристаллическом теле зерна вытягиваются, а отдельные линии скольжения и границы зерен становятся невидимыми. При слабой деформации (рис.11, а) зерна сохраняют свои очертания и на некоторых из них появляются линии скольжения. При средней деформации (40%) зерна вытягиваются вдоль действующей силы и на шлифе в них видны многочисленные линии скольжения.

При сильной деформации все зерна приобретают примерно одинаковую кристаллографическую ориентировку. Такая предпочтительная ориентировка зерен называется текстурой деформации. Она становится заметной при деформации 30÷40%. Характер текстуры зависит от природы металла и прежде всего от типа его решетки. В некоторых металлах с одинаковой решеткой после одинаковой деформации получаются разные текстуры. Очень малые концентрации растворенных примесей могут значительно влиять на текстуру деформированного металла.

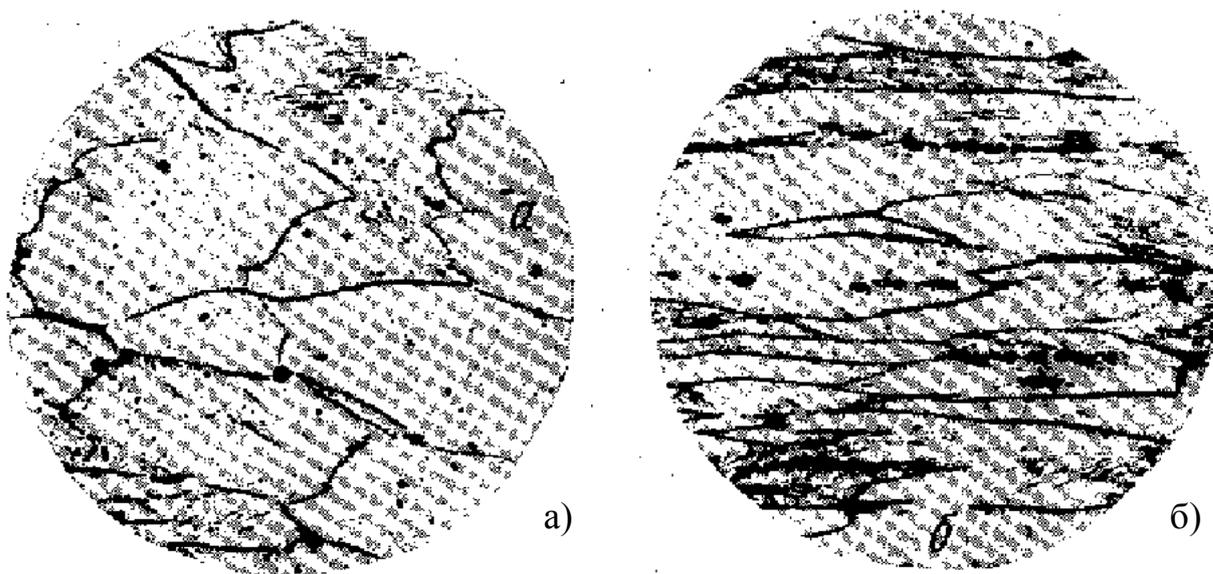


Рисунок 11 - Микроструктура железного стержня вдоль протяжки со степенью деформации 10% (а) и 45% (б)

Текстура характеризуется ориентировкой направления и плоскости кристалла в теле (ось текстуры и плоскость текстуры). Например, при протяжке металлов с ОЦК решеткой чаще всего образуется ось текстуры типа $\langle 110 \rangle$, для металлов с ГП решеткой (кроме цинка) $\langle 210 \rangle$, для металлов с ГЦК решеткой образуются одновременно две оси $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$. Текстура при плоской прокатке представляет собой как бы наложение текстур растяжения и сжатия во взаимно перпендикулярных направлениях.

В ряде металлов и сплавов в результате деформации разброс ориентировок так значителен, что установить наличие текстуры практически не удается.

Металл в процессе пластической деформации упрочняется. Упрочнением независимо от метода его обнаружения называется увеличением сопротивляемости деформации. Упрочнение при пластической деформации называется наклепом. Упрочнение вызывается главным образом увеличением плотности дислокаций (пара движущихся дислокаций порождает сотни и сотни новых дислокаций, в результате этого плотность дислокаций повышается).

С увеличением деформации степень текстурованности возрастает и при больших степенях деформации достигает 100%, то есть все зерна оказываются одинаково ориентированными. Не следует думать, что в результате деформации зерно измельчается. В действительности оно только деформируется, сплющивается и из равноосного превращается в неравноосное (в виде лепешки), сохраняя ту же площадь поперечного сечения.

По мере увеличения степени деформации дислокационная структура металла усложняется. Металл стремится уменьшить накапливающуюся энергию наклепа уже в процессе деформации. Происходит некоторое понижение плотности возникающих при деформации дислокаций и других

дефектов. Понижению энергии способствует также упорядочение в расположении дислокаций. Это упорядочение выражается в образовании ячеистой структуры. Так называется объемная сетка из сгруппировавшихся дислокаций. Внутри каждой ячейки расположены менее искаженные области решетки с относительно низкой плотностью дислокаций. Разориентировка внутри ячеек незначительна ($\sim 1^\circ$), что делает сетку малоподвижной. Ячеистая структура получается в условиях множественного скольжения.

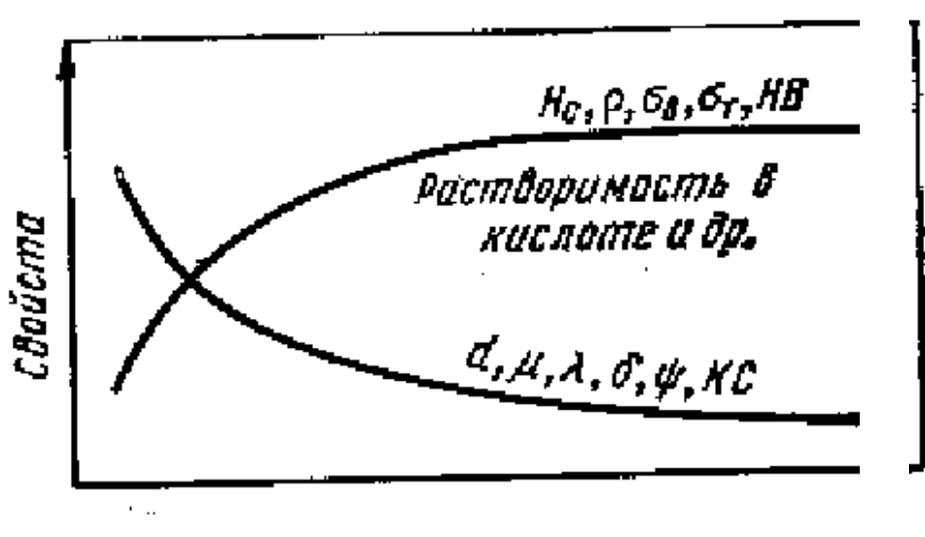


Рисунок 12 - Влияние степени деформации на свойства металла

На рисунке 12 восходящая линия характеризует изменение твердости, временного сопротивления, предела текучести, растворимости в кислоте, коэрцитивной силы. Нисходящая кривая характеризует удлинение и сжатие при растяжении, ударную вязкость, плотность, теплопроводность, магнитную проницаемость.

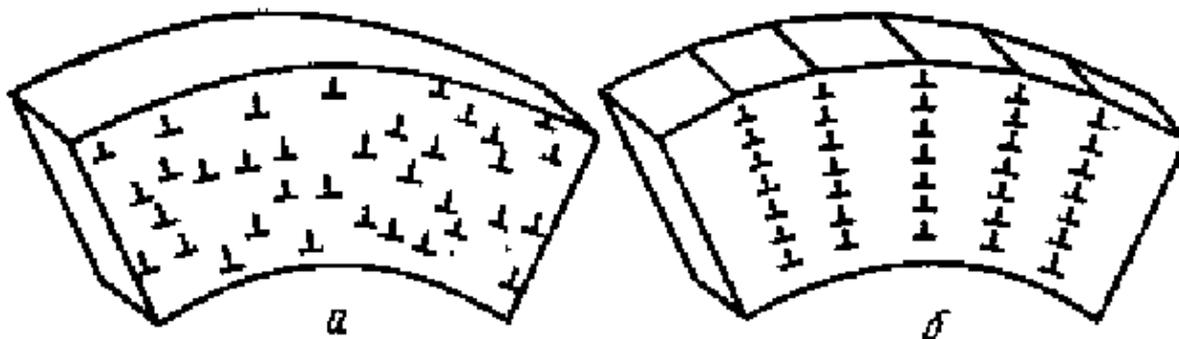
Лекция 5. Влияние нагрева на структуру холоднодеформированного металла

Пластическая деформация приводит металл в структурно неустойчивое состояние, так как при холодной пластической деформации металл поглощает энергию. Самопроизвольно должны происходить процессы, возвращающие металл в более устойчивое структурное состояние. К самопроизвольным процессам, которые приводят пластически деформированный металл к более устойчивому состоянию, относятся снятие искажения кристаллической решетки и другие внутризеренные процессы и рост зерен. Первое не требует высокой температуры, так как при этом происходит незначительное перемещение атомов. Уже небольшой нагрев (для железа $300\div 400^\circ\text{C}$) снимает искажения решетки; при этом происходит уменьшение плотности дислокаций в результате их взаимного уничтожения, так называемой аннигиляции,

уменьшение количества вакансий и т.д. Снятие искажений решетки в процессе деформированного металла называется возвратом, или отдыхом.

В результате возврата твердость и прочность несколько понижаются (на 20÷30% по сравнению с исходными), а пластичность возрастает.

Наряду с возвратом может происходить еще так называемый процесс полигонизации, заключающийся в том, что беспорядочно расположенные внутри зерна дислокации собираются, образуя сетку и создавая ячеистую структуру (рис.13), которая может быть устойчивой и может затруднить процессы, развивающиеся при более высокой температуре.



а – после пластической деформации (показаны лишь избыточные дислокации одного знака); б – после полигонизации

Рисунок 13 - Схема перестройки дислокаций при полигонизации в ходе возврата

При нагреве металла до высокой температуры (то есть при отжиге) появляется возможность выделения поглощенной при деформации энергии. После отжига металл приобретает свойства приблизительно такие же, какими он обладал до деформации. Таким образом, свойства и в известной мере структура при отжиге (нагреве) и пластической деформации изменяются в противоположных направлениях. Структурные превращения при отжиге деформированного металла приводят его к разупрочнению. Рекристаллизация, то есть процесс образования новых зерен, протекает при более высоких температурах, чем возврат и полигонизация, и может начаться с заметной скоростью после нагрева выше определенной температуры, которая называется температурой рекристаллизации и обозначается T_p .

Зависимость между T_p и $T_{пл}$: $T_p = a \cdot T_{пл}$, где a – коэффициент, зависящий от чистоты металла. Чем выше чистота металла, тем ниже T_p . У металлов обычной технической чистоты $a = 0,3 \div 0,4$. T_p сплавов, как правило, выше T_p чистых металлов и в некоторых случаях достигает $0,8T_{пл}$. Наоборот, очень чистые металлы имеют низкую T_p : $0,2T_{пл}$ и даже $0,1T_{пл}$.

T_p имеет важное практическое значение. Чтобы восстановить структуру и свойства наклепанного металла (например, при необходимости продолжить

обработку давлением путем прокатки, протяжки, волочения и т.п.), его надо нагреть выше T_p . Такая обработка называется рекристаллизационным отжигом. При повышении температуры отжига начинается первичная рекристаллизация, заключающаяся в зарождении и росте новых зерен за счет старых, деформированных (вытянутые деформированные зерна превращаются в мелкие округлой формы беспорядочно ориентированные зерна). Образуется субзеренная структура, причем между субзернами наблюдается большая разориентировка, чем между ячейками деформации, то есть появляются большеугловые границы ($10\div 20^\circ$), способные перемещаться. Растущее субзерно – это и есть зародыш рекристаллизации. Первичная рекристаллизация происходит после деформации выше некоторого значения ε ($5\div 10\%$). Оно обозначается $\varepsilon_{кр}$ – критическая степень деформации.

Новые зерна получают равноосными с нормальной решеткой, в которой нет дефектов (напряжений), возникших при деформации. Первичная рекристаллизация практически полностью возвращает металл в исходное энергетическое состояние: возникновение и рост новых зерен приводит к полному выделению поглощенной энергии деформации и резкому уменьшению плотности дислокаций в зернах до уровня $10^6\div 10^8 \text{ см}^{-2}$. Упрочнение, вызванное пластической деформацией, в результате этого снимается.

Когда первичная рекристаллизация привела к столкновению рекристаллизованных зерен, протекает собирательная рекристаллизация, то есть рост одних зерен за счет других. То есть собирательная рекристаллизация протекает при $\varepsilon < \varepsilon_{кр}$ и при более высокой температуре.

При вторичной рекристаллизации новые зародыши не образуются, а происходит рост уже имеющихся отдельных зерен путем перемещения их границ. При вторичной рекристаллизации очень часто образуется текстура. Текстура рекристаллизации иногда резко отличается от текстуры деформации, а иногда полностью ее повторяет. Образование текстуры используют для повышения качества сплавов с особыми физическими свойствами (магнитными, термического расширения, упругими).

Протекание процессов возврата и рекристаллизации приводит наряду с изменениями структуры и к разупрочнению деформированного металла. На рис.13 приведена кривая зависимости временного сопротивления технического железа от температуры отжига. Эту кривую можно приблизительно разбить на 3 части: 1-2 – возврат; 2-3 – рекристаллизация обработки (первичная); 3-4 – собирательная рекристаллизация. В интервале температур 2-2' наблюдается структура неполной рекристаллизации. В данном интервале температур наряду с вытянутыми зернами уже имеются мелкие равноосные. К моменту завершения рекристаллизации обработки (т.3) вытянутые зерна исчезают. При собирательной рекристаллизации в металлах с ГЦК решеткой зерно укрупняется, в микроструктуре появляются двойники отжига. Все структурно чувствительные свойства изменяются при отжиге. Некоторые из них изменяются подобно σ_b (рис.12), другие, например пластичность, в обратном

направлении. Во всех случаях это изменение противоположно тому, которое имело место при деформации.

У тугоплавких металлов (Mo, W и др.) свойства существенно (до 70%) возвращаются на исходный додеформационный уровень уже на стадии возврата, что связано с тем, что у этих металлов возврат (как и рекристаллизация) идет при очень высоких температурах. Что касается электросопротивления, то оно возрастает при деформации у всех металлов и полностью возвращается к исходному состоянию на стадии возврата, так как его повышение при наклепе связано с увеличением концентрации вакансий.

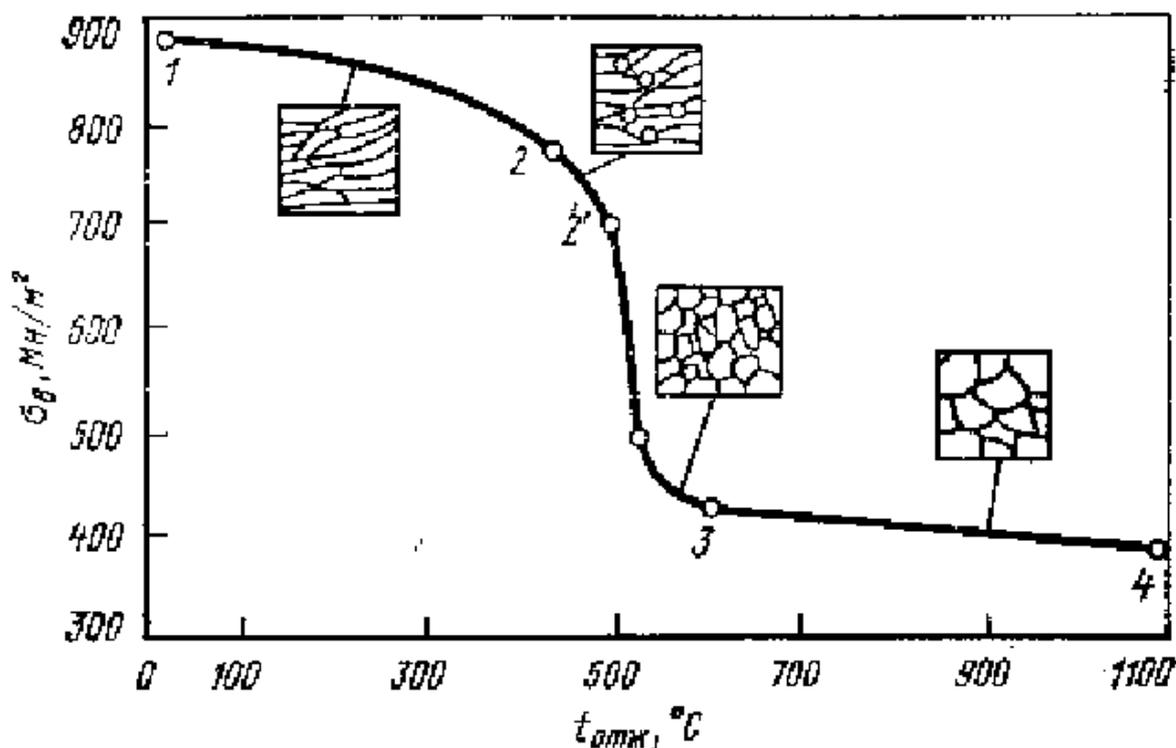


Рисунок 14 - Зависимость прочности технического железа от температуры отжига после деформации и схема изменения микроструктуры при отжиге

Лекция 6. Рост зерна при отжиге

Отжиг — это термическая обработка, заключающаяся в нагревании металлов до высокой температуры и последующем медленном охлаждении.

Отжиг при остаточной высокой температуре литого чистого металла, состоящего из зерен, имеющих дендритную структуру, приводит к устранению такой структуры. Это связано с тем, что небольшие количества примесей распределяются более равномерно в его объеме, а кристаллографическая разориентировка отдельных его частей уменьшается. Если углы между однотипными осями соседних дендритов малы, то дендриты могут объединяться в одно зерно.

При температурах выше $(0,3 \div 0,4)T_{пл}$, когда протекает диффузия, происходит грануляция (спрямление границ) и рост зерен. Движущей силой

грануляции является уменьшение свободной зернограничной энергии. Рост зерна – процесс самопроизвольный. Процесс грануляции вследствие самодиффузии приводит к залечиванию ряда дефектов (микропоры, микротрещины и других, сосредоточенных на искривленной границе).

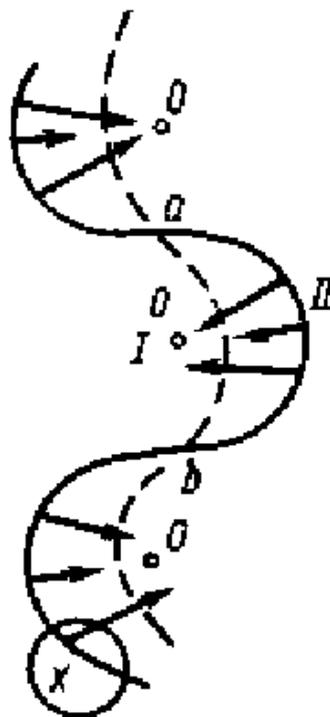


Рисунок 15 - Двухмерная модель спрямления границ

Спрявление происходит путем перемещения отдельных участков границы к их центрам кривизны O . Сверху и снизу зерно I растет за счет зерна II , в средней части – наоборот (рис.15).

Зернограничная энергия уменьшается не только при грануляции, но и при росте зерна. Под ростом зерна в твердом металле подразумевается рост одних зерен за счет других (собирательная рекристаллизация), благодаря чему средняя величина увеличивается и, следовательно, уменьшаются число зерен и удельная протяженность их границ. Этот процесс легче всего обнаружить на металле, который был предварительно пластически деформирован и отожжен настолько, что его свойства опять стали такими же, как были до деформации.

Каждое крупное зерно, окруженное мелкими зернами, растет за их счет (рис.16). Теоретически все три крупных зерна должны поглотить все мелкие и прийти в соприкосновение, а новые их границы по завершении этого поглощения должны пересекаться под углами 120° , как показано штриховыми линиями. Конечно, в реальном металле, особенно когда нет такого контраста в размерах зерен, их рост происходит более сложным путем. Разнообразие кривизны границ и контактных углов может привести к тому, что зерно будет расти в определенном направлении за счет соседних зерен и одновременно поглощаться другими зернами. При всей сложности описанных процессов их

результатом является укрупнение зерна. Процесс, при котором все зерна участвуют в нем, называется нормальным ростом зерен.

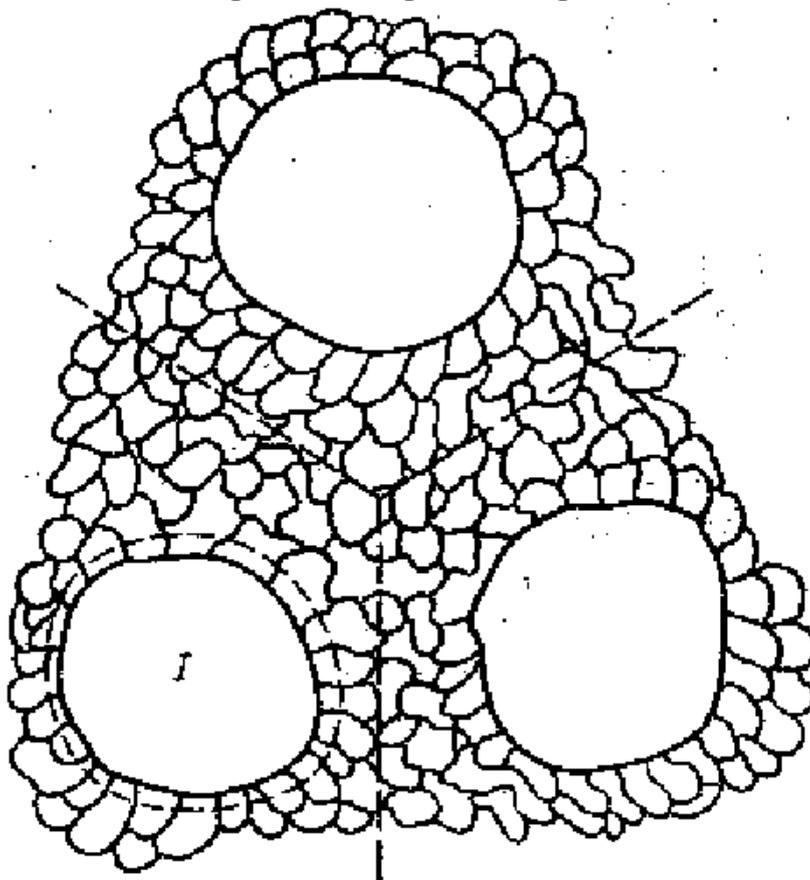


Рисунок 16 - Двухмерная модель собирательной рекристаллизации

Скорость роста зерна сильно увеличивается с повышением температуры. Ускорение роста зерна при повышении температуры вызывается тем, что адсорбированные на границах примесные атомы и включения растворяются в объеме зерна.

В металле, где нормальный рост зерна при постоянной температуре практически прекращается, дальнейший нагрев может вызвать рост отдельных зерен. Эти зерна поглощают все окружающие их зерна, не способные к росту. При продолжении нагрева или увеличении выдержки крупное зерно будет поглощать мелкие, пока не столкнется с другим крупным зерном. Такой рост называется аномальным: растут не все зерна, а лишь отдельные.

Возможны 3 существенно различных механизма роста зерна:

1) зародышевый – состоящий в том, что после первичной кристаллизации вновь возникают зародышевые центры новых кристаллов, и их рост приводит к образованию новых зерен, но их меньше, чем зерен в исходном состоянии, и поэтому после завершения процесса зерна в среднем растут крупнее;

2) миграционный – состоящий в перемещении границы зерна и в увеличении его размеров. Так как крупное зерно термодинамически устойчивее мелкого, то растут крупные зерна за счет «поедания» мелких зерен (идет при высокой температуре);

3) слияние зерен – состоящее в постепенном «растворении» границ зерен и объединении многих мелких зерен в одно крупное (идет при более низкой температуре). Этот механизм приводит к образованию разнотернистой структуры, которая не обладает стабильными и высокими свойствами (если процесс не завершен). Может образоваться крупнозернистая структура (только большие зерна), если процесс слияния границ завершен полностью.

Лекция 7. Влияние горячей деформации на структуру

Пластическая деформация выше температуры рекристаллизации T_p называется горячей деформацией. При ней протекают, накладываясь друг на друга, два противоположных процесса – наклеп (деформация) и разупрочнение (возврат и рекристаллизация). Все процессы разупрочнения связаны с перемещением и устранением (аннигиляцией) дефектов решетки, то есть с передвижением атомов, которое, как всякая диффузия, зависит от температуры и времени. Поэтому скорость горячей деформации определяет, насколько далеко пойдет разупрочнение. Основные составляющие его процессы полигонизация и рекристаллизация, протекающие при горячей деформации, называются динамическая полигонизация и динамическая рекристаллизация.

Таким образом, пластическая деформация выше температуры T_p хотя и приводит к упрочнению, но это упрочнение устраняется протекающим при этих температурах процессом рекристаллизации. Рекристаллизация протекает не во время деформации, а сразу после ее окончания и тем быстрее, чем выше температура. При очень высокой температуре, значительно превышающей T_p , она завершается в секунды и даже доли секунд.

Следовательно, при пластической деформации упрочнение и наклеп металла, если и произойдут, то будут немедленно сниматься.

Пластическая деформация ниже T_p – холодная пластическая деформация. Например, для железа пластическая деформация при 600°C – горячая обработка, при 400°C – холодная. Для свинца и олова пластическая деформация даже при комнатной температуре является по существу горячей обработкой, так как температура 20°C выше T_p этих металлов.

При горячей пластической деформации металла, чтобы увеличить его пластичность, применяют температуры, значительно превосходящие минимальную T_p .

Полиморфные превращения в металлах и сплавах. По правилу фаз Гиббса известно, что число фаз (Φ), число компонентов (K) и число внешних переменных (Π) определяют число степеней свободы (C) равновесной системы. Числом степеней свободы называется число независимых переменных, действующих на систему, величину которых можно изменять, не нарушая числа и номенклатуры сосуществующих фаз.

Чаще всего внешними независимыми переменными являются температура и давление. В этом случае $\Pi=2$. В дальнейшем мы будем рассматривать конденсированные системы (при $P=\text{const}$), принимая $\Pi=1$, то

есть система зависит только от температуры. $C=K+П-Ф$, для конденсированных систем: $C = K + 1 - Ф$.

В изобарических условиях затвердевание чистого металла протекает при постоянной температуре ($C=0$). Система безвариантна. Это относится и к аллотропическому превращению. На рис.17 т. О – тройная точка, характеризует равновесие трех фаз.

Диаграмма равновесия для металла, испытывающего аллотропическое превращение, имеет несколько тройных точек, так как в однокомпонентной системе число фаз, находящихся в равновесии, не может быть больше. Аллотропическим (или полиморфным) превращением называют изменение решетки кристаллического тела. Температура превращения – это температура фазового равновесия T_0 двух аллотропических разновидностей. Аллотропическое превращение идет с поглощением энергии при нагревании и выделении ее при охлаждении.

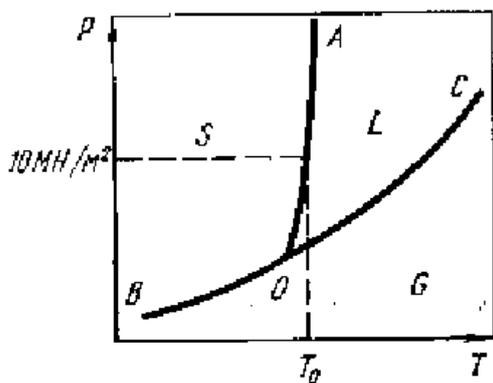


Рисунок 17 - Диаграмма фазового равновесия чистого металла

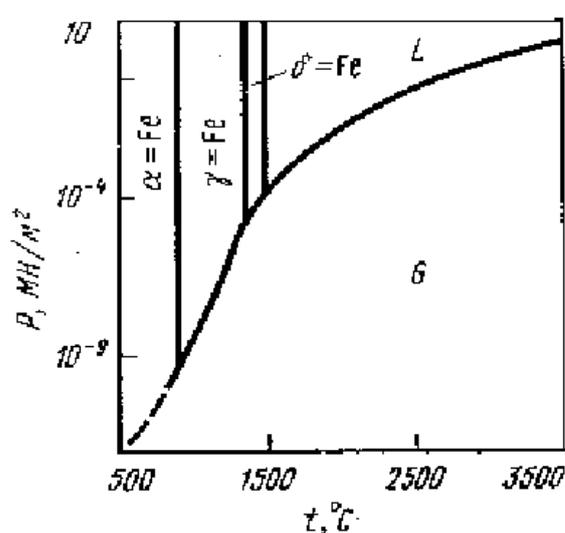


Рисунок 18 - Диаграмма фазового равновесия чистого железа

Термодинамика полиморфных превращений. Аллотропическое превращение идет с поглощением энергии при нагреве и выделением ее при охлаждении. Аллотропическое превращение реализуется путем образования зародышей и их роста (по аналогии с первичной кристаллизацией), поэтому переохлаждение (или перегрев) ΔT необходимо для того, чтобы возникла достаточная разность свободных энергий исчезающей и растущей аллотропических разновидностей (модификаций). Таким образом:

$$\Delta T = T_0 - T_a \text{ – при охлаждении}$$

$$\Delta T = T_a - T_0 \text{ – при нагревании,}$$

где T_a – фактическая температура аллотропического превращения.

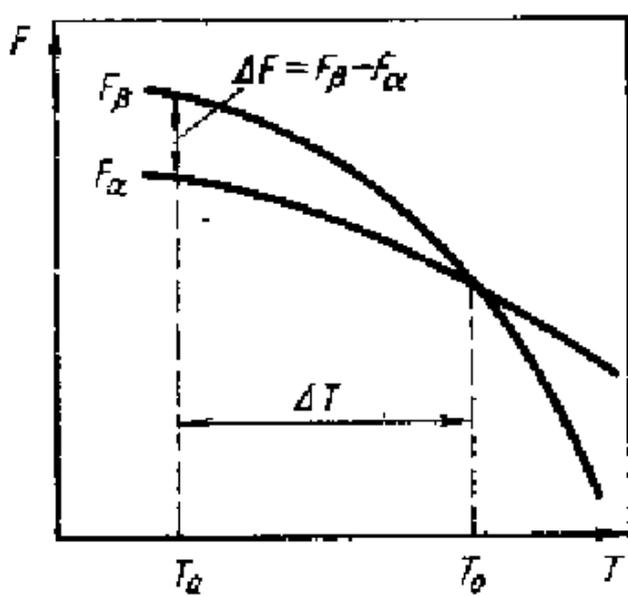


Рисунок 19 - Зависимость свободной энергии от температуры для аллотропических разновидностей металла α и β

Из рисунка 19 видно, что при высокой температуре (выше T_0) стабильна β -фаза, а при низкой (ниже T_0) – α . Для расчета основных параметров перекристаллизации (вторичной кристаллизации) с и п (с.к. и ч.ц.) и ее макроскопической скорости необходим учет поверхностной энергии, возникающей на границе раздела двух фаз. Поверхностная энергия на стыке двух кристаллов с различным размещением атомов больше, чем на границе между твердым и жидким металлом, так как связь между атомами жидкой фазы слабее, чем в твердом теле, и их приспособляемость на поверхности раздела достаточно велика, чтобы уменьшилась энергия поверхности раздела.

Кроме поверхностной межфазной энергии, следует учитывать также упругую энергию, возникающую при аллотропическом превращении. Этим оно существенно отличается от превращений с участием жидкой фазы (первичная кристаллизация). Любое фазовое превращение связано с изменением объема, иногда весьма значительным. Если превращение идет в твердой, упругой фазе, то объемный эффект может привести к возникновению значительной энергии упругой деформации (упругой энергии).

Общее изменение свободной энергии (Дж):

$$\Delta\Phi = -V\Delta f_v + \Pi_\sigma + Z,$$

где $V\Delta f_v$ – изменение объемной энергии;

Π_σ – изменение поверхностной энергии;

Z – упругая энергия, зависящая от модулей упругости фаз α и β и изменения объема при превращении $\beta \rightarrow \alpha$.

Затвердевание (перекристаллизация) будет происходить при $\Delta\Phi \rightarrow 0$.

Лекция 8. Теория строения сплавов

Развитие металлографии, физики металлов и металлургической технологии стимулировало создание и совершенствование методов построения диаграмм фазового равновесия и исследования структур.

Прежде чем рассматривать методы, на которых базируется металлография, остановимся на некоторых характерных терминах.

Металлы и их сплавы характеризуются составом, фазовым состоянием и структурой. Состав (в процентах по массе или атомный вес) указывает на количественное соотношение компонентов, из которых состоит сплав. Например, нихром: 80%Ni+20%Cr.

Содержание (концентрация) – количество компонента, содержащегося в сплаве. Понятие «состав» и «содержание» относятся не только к конкретным химическим элементам, но и к отдельным фазам и структурным составляющим.

Компонент – это химически индивидуальное вещество. В металлографии в качестве компонентов почти всегда принимают химические элементы.

Понятие «фаза» ввел Гиббс (1875 г.) – это однородная по химическому составу и физическим свойствам часть гетерогенной (многофазной) термодинамической системы (макроскопическое тело, состоящее из большого числа частиц), отделенную от других фаз, имеющих иные свойства, границами раздела. Фаза является равновесной системой, обладающей минимумом потенциала: $G = U - TS + PV$.

Термин «структура» непосредственно связан с понятием структурной составляющей – участок наблюдаемой структуры объекта, однообразно повторяющийся во всех частях объекта. Если объект макроскопически неоднороден, то приведенное определение следует относить к той его части, которая может быть принята как однородная.

Свойства металлов и сплавов могут быть условно разделены на физические и механические. Физические свойства – свойства, при измерении которых образец не разрушается и не испытывает необратимой деформации (электропроводность, магнитная проницаемость, модуль упругости, теплоемкость, плотность). Механические свойства – это свойства, определяемые посредством пластической (необратимой) деформации или разрушением образца (временное сопротивление, пластичность: удлинение или сужение, ударная вязкость, циклическая прочность и др.).

Все физические и механические свойства зависят от фазового состава сплавов. Под фазовым состоянием понимается количественное соотношение и химический состав фаз. Однако среди свойств имеются такие (и их большинство), которые зависят также от структуры сплавов (дефектов решетки, размера и взаимного расположения структурных составляющих, зерен). Эти свойства называются структурно чувствительными. Свойства, которые зависят только от фазового состояния или очень слабо зависят от структуры, называются структурно нечувствительными. Все механические свойства структурно чувствительны.

Для построения той части диаграммы равновесия, которой соответствует жидкая фаза, можно использовать все физические свойства, за исключением упругости. Для построения части диаграммы, которая описывает превращения в твердом состоянии, предпочтительно использовать структурно нечувствительные свойства (энтальпию, теплоемкость, модуль упругости, плотность, восприимчивость пара- и диамагнетиков, магнитный момент ферромагнетика), которые реагируют только на изменение фазового состояния.

Способы изучения кристаллического строения металлов разделяется на 2 вида: к первому относятся методы изучения внутреннего строения кристаллов, ко второму – методы изучения внешних форм кристаллов. Внутреннее строение кристаллов (расположение атомов в кристаллической решетке) изучают посредством рентгеноструктурного анализа, использующего рентгеновские лучи, которые не отражаются от поверхности, а проникают внутрь вещества. Метод помогает определить расстояния между атомами, характер расположения атомов в пространстве (то есть тип кристаллической решетки и ее параметры), позволяет изучать дефекты кристаллического строения, размер блоков, зерна, степень текстурованности, наличие напряжений и т.д.

Металлографический метод позволяет изучать размеры, форму и взаимное расположение кристаллов с помощью оптического (светового) микроскопа с использованием микрошлифов. В этом случае делают разрез металла в плоскости, интересующей исследователя. Затем полученную плоскость шлифуют и полируют до зеркального состояния, химическим травлением выявляют микроструктуру. Луч света от источника (лампа накаливания) отражается от шлифа, выводит изображение через окуляр и объектив. Увеличение микроскопа до 200 крат. Размер кристаллов $0,4 \div 0,6$ мкм.

Для изучения дисперсных структур (более мелких размером), а также границы зерна, блочное строение и т.д. в металлографии применяют электронный микроскоп. Освещение – электронный луч. Увеличение до 20000 крат.

В последнее время для изучения строения металлических сплавов начали применять метод радиографии. При выплавке в металл вводят известное количество радиоактивного изотопа того элемента, распределение которого в металле изучают. На шлиф из приготовленного таким способом металла накладывают фотопленку. В местах расположения изучаемого элемента, к которому примешан теперь его радиоактивный изотоп, фотопленка окажется засвеченной радиоактивным излучением.

Химический анализ позволяет определить средний состав изучаемого металла, а также состав отдельных фаз. Исследуемый многофазный объект подвергают электролизу, при котором интересующая исследователя фаза не растворяется (остальные растворяются).

Микроронд позволяет определить состав мельчайших участков в сплаве (до размеров $0,5 \div 2$ мкм² в сечении).

Метод фрактографии применяется для изучения поверхностей после разрушения (изломов). В случае изучения поверхности излома при больших

увеличениях с помощью электронного микроскопа – электроннофрактография. Фрактографическое исследование позволяет определить, вязко или хрупко разрушился образец, то есть пластически деформировалась ли поверхность излома или нет.

Современная техника электронной микроскопии позволяет проводить исследования при высоких и отрицательных температурах, а также под нагрузкой. Это дает возможность расширить наши познания в области фазовых и структурных превращений, а также в области пластической деформации. С помощью растровой электронной микроскопии проводят анализ рельефа массивных образцов. Возможности металлографии значительно расширились с применением высокотемпературного термического анализа, вакуумной дилатометрии, рентгеноструктурного и микрорентгеноструктурного анализов, нейтронографии, ионной и протонной микроскопии.

Открытие и применение в промышленности таких новых свойств металлических сплавов, в том числе и сплавов на основе железа, как сверхпластичность, сверхпроводимость, уникальная прочность и других, позволили развить металлографию железа и стали особо высокой чистоты, использовать возможности космического металловедения, изучить условия управления структурой и свойствами железных сплавов в экстремальных условиях, выбрать пути повышения прочности, надежности и долговечности стальных изделий и тем самым уменьшить расход стали на их изготовление.

Лекция 9. Диаграмма состояния системы железо-цементит и железо-графит

Общие сведения о диаграмме «железо-углерод». Сплавы железа наиболее широко распространены. Основные из них – это сталь и чугун.

Д.К. Чернов впервые указал на существование в стали критических точек и независимость их положения от содержания углерода, то есть он дал первое представление о диаграмме «железо-углерод». Д.К. Чернов определял положение критических точек «на глаз», по цветам калия стали. Впоследствии свои высказывания о влиянии углерода на положение критических точек Д.К. Чернов изобразил графически.

Знаменитый французский исследователь Ф. Осмонд определил положение критических точек, описал характер микроструктурных изменений при переходе через критические точки и дал названия основным структурам железоуглеродистых сплавов.

Образование твердых растворов при нагреве было установлено Р. Аустеном.

На практике рассматривается только часть диаграммы «железо-углерод», от железа до химического соединения карбида железа Fe_3C (цементит с содержанием углерода 6,67%). Это не только упрощает нашу задачу знакомства с системой, но оправдано еще тем, что на практике применяют металлические сплавы с содержанием углерода не более 5%.

Компоненты и фазы системы «железо-углерод». Железо – металл сероватого цвета. Атомный номер 26, атомный вес 55,85, атомный радиус 0,127 нм. Чистое железо, которое может быть получено в настоящее время, содержит 99,999% Fe. $T_{пл}=1539^{\circ}\text{C}$. Железо имеет две полиморфные модификации α и γ . Модификация α -Fe (низкотемпературная модификация) существует при температурах ниже 911°C и выше 1392°C . В интервале температур $1392\div 1539^{\circ}\text{C}$ α -Fe нередко обозначают δ -Fe. В интервале температур $911\div 1392^{\circ}\text{C}$ существует γ -Fe.

Кристаллическая решетка α -Fe ОЦК. До температуры 768°C α -Fe магнитно (ферромагнитно). Температуру 768°C (температура магнитного превращения – переход железа из ферромагнитного в парамагнитное состояние при нагреве) называют точкой Кюри (A_2). Плотность α -Fe $7,68\text{ г/см}^3$, твердость 80 НВ.

γ -Fe – парамагнитно, имеет ГЦК решетку.

Критическую точку $\alpha\leftrightarrow\gamma$ -превращения (911°C) обозначают Ar_3 (при охлаждении) и Ac_3 (при нагреве).

Критическую точку $\gamma\leftrightarrow\alpha$ -превращения (1392°C) обозначают Ar_4 (при охлаждении) и Ac_4 (при нагреве).

Углерод – неметаллический элемент, атомный номер 6, плотность $2,5\text{ г/см}^3$, $T_{пл}=3500^{\circ}\text{C}$, атомный радиус 0,077 нм. Углерод полиморфен. В обычных условиях он находится в виде модификации графита, но может существовать и в виде метастабильной модификации алмаза.

Углерод растворим в железе в жидком и твердом состояниях, а также может быть в виде химического соединения – цементита, а в высокоуглеродистых сплавах и в виде графита.

Следовательно, в системе «железо-углерод» компонентами являются железо и углерод.

Фазы: жидкий сплав, твердые растворы (феррит, аустенит), цементит (графит).

Феррит – твердый раствор углерода и других примесей в α -Fe. α -феррит – низкотемпературный феррит с растворимостью углерода до 0,02% и высокотемпературный δ -феррит с предельной растворимостью углерода 0,1%. Под микроскопом феррит выявляется в виде однородных полиэдрических зерен. $\sigma_{\text{в}}=250\text{ МПа}$, $\sigma_{0,2}=120\text{ МПа}$, $\delta\approx 50\%$, $\psi\approx 80\%$, $80\div 90\text{ НВ}$.

Аустенит – твердый раствор углерода и других примесей в γ -Fe. Предельная растворимость углерода в γ -Fe 2,14%. Атом углерода в решетке γ -Fe располагается в центре элементарной ячейки и в дефектных областях кристалла.

Различные объемы элементарных сфер в ОЦК и ГЦК решетках и определили значительно большую растворимость углерода в γ -Fe по сравнению с растворимостью в α -Fe. Аустенит обладает высокой пластичностью, низкими пределами текучести и прочности. Микроструктура – полиэдрические зерна.

Цементит – химическое соединение железа с углеродом (карбид железа Fe_3C). В цементите содержится 6,67% C. Цементит имеет сложную

ромбоэдрическую решетку с плотной упаковкой атомов. Температура плавления цементита точно не определена в связи с возможностью его распада. К характерным особенностям цементита относятся высокая твердость 1000 HV и очень малая пластичность. Цементит является метастабильной фазой. В условиях равновесия в сплавах с высоким содержанием углерода образуется графит.

Графит – имеет гексагональную слоистую кристаллическую решетку. Графит мягок, обладает низкой прочностью и электрической проводимостью. В сплавах «железо-углерод» существуют две высокоуглеродистые фазы: метастабильная – цементит и стабильная – графит. Поэтому различают метастабильную диаграмму состояния системы «железо-цементит» и стабильную диаграмму состояния системы «железо-углерод (графит)».

Диаграмма состояния «железо-цементит» (метастабильное состояние). На диаграмме состояния «железо-цементит» даны фазовый состав и структура сплавов с концентрацией от чистого железа до цементита (6,67%С) (рис.20).

Система «железо-цементит» метастабильна. Образование цементита вместо графита дает меньший выигрыш энергии (свободная энергия у цементита больше), однако кинетическое образование цементита более вероятно.

На диаграмме «железо-цементит» имеются следующие линии:

AB – линия ликвидуса ($L+\Phi_{\delta}$).

BC – линия ликвидуса ($L+A$).

CD – линия ликвидуса ($L+C$) – линия определена неточно, так как цементит при высоких температурах очень неустойчив и распадается на железо и углерод.

ABCD – в общем линия ликвидус, на которой начинается кристаллизация, выше этой линии сплав находится в жидком состоянии.

AN – линия солидуса ($(L+\Phi_{\delta})$).

NJB – линия перитектического превращения (при охлаждении соединение с жидкости состава т.В с ранее образовавшейся δ -фазой состава т.Н приводит к образованию аустенита состава т. J).

EF – линия солидуса – линия эвтектического превращения (аустенит состава т.Е и цементит состава т.Ф образуют эвтектику- ледебурит состава т.С при кристаллизации жидкости).

NH – верхняя граница области равновесия $\delta+\gamma$ (при охлаждении начало превращения $\delta\rightarrow\gamma$).

NJ – нижняя граница области равновесия $\delta+\gamma$ (при охлаждении конец превращения $\delta\rightarrow\gamma$).

GS – верхняя граница области равновесия $\alpha+\gamma$ (при охлаждении начало выделения из аустенит феррита).

GP – нижняя граница области равновесия $\alpha+\gamma$ (при охлаждении конец превращения аустенит в феррит).

SE – линия ограниченной растворимости цементита в аустените.

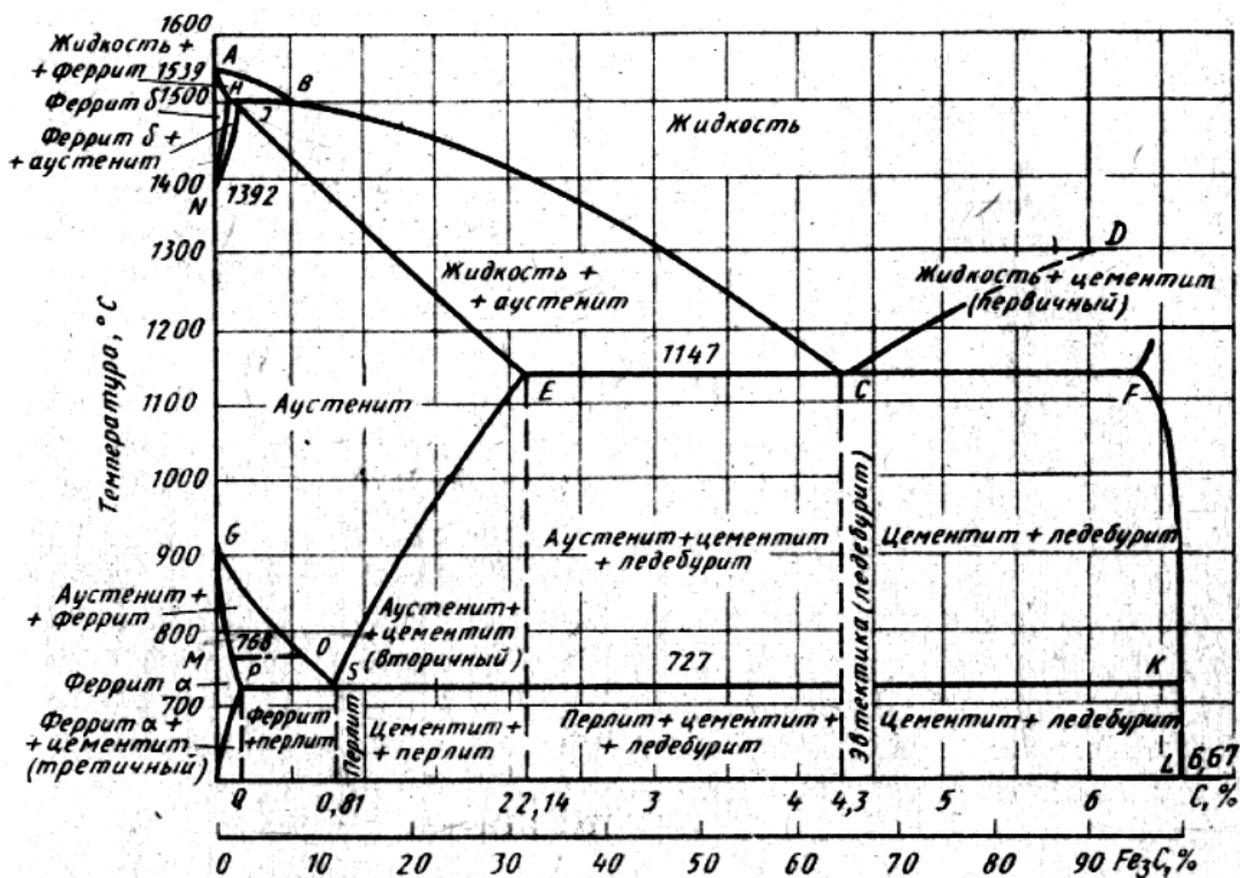


Рисунок 20 - Диаграмма состояния Fe-Fe₃C

MO – температура Кюри (при охлаждении переход из парамагнитного состояния в ферромагнитное; парамагнитное железо β-фаза), линия магнитного превращения β→α.

PSK – линия эвтектоидного превращения (при охлаждении распад аустенита состава т.S на феррит состава т.P и цементит состава т.K, то есть образовался эвтектоид – перлит).

PQ – линия предельной растворимости цементита в феррите.

Концентрация углерода (% по массе), соответствующая точкам пересечения указанных линий:

B (0,51) – содержание углерода в жидкой фазе, находящейся в равновесии с α и γ фазами при перитектической температуре.

C (4,3) – содержание углерода в жидкой фазе, находящейся в равновесии с аустенитом и цементитом при эвтектической температуре.

H (0,1) – предельное содержание углерода в δ-фазе, находящейся в равновесии с аустенитом и жидкой фазой при перитектической температуре.

J (0,16) – содержание углерода в аустените, находящимся в равновесии с δ-фазой и жидкой фазой при перитектической температуре.

E (2,14) – предельное содержание углерода в аустените, находящемся в равновесии с цементитом при эвтектической температуре.

S (0,8) – содержание углерода в аустените, находящемся в равновесии с ферритом и цементитом при эвтектоидной температуре.

P (0,025) – предельное содержание углерода, растворенного в феррите, находящемся в равновесии с аустенитом и цементитом при эвтектоидной температуре.

Q (0,006) – предельная растворимость углерода в феррите при комнатной температуре.

1492°C – перитектическое превращение (линия HJB).

1147°C – эвтектическое превращение (линия ECF).

727°C – эвтектоидное превращение (линия PSK).

Лекция 10. Железо и его сплавы. Классификация и маркировка углеродистых сталей и чугунов, их микроструктура и свойства

Железоуглеродистые сплавы делятся на две большие группы в зависимости от содержания углерода:

- стали – сплавы железа с углеродом до 2,14%;

- чугуны – сплавы железа с углеродом более 2,14%.

В чугунах при затвердевании идет эвтектическое превращение. В сталях при затвердевании идут перитектическое и эвтектоидное превращения.

Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода до 0,8% называются доэвтектоидными сталями.

Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода, равным 0,8%, называются эвтектоидными сталями.

Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода от 0,8% до 2,14% называются заэвтектоидными сталями.

Далее рассмотрим структуру твердых железоуглеродистых сплавов, а также процессы формирования структуры при кристаллизации и охлаждении.

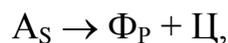
При содержании $0,1 \div 0,51\%C$ за выделением δ -фазы следует перитектическая реакция ($T=1499^\circ C$), в результате которой появляется γ -фаза (аустенит) с $0,16\%C$:



то есть аустенит образуется в результате соединения жидкости состава т.В (0,51%С) и ранее выпавшими кристаллами δ -феррита состава т.Н (0,1%С).

При дальнейшем медленном охлаждении в соответствии с линией PQ из феррита выделяется цементит и откладывается в виде оболочек по границам ферритных зерен. Цементит, выделяющийся из феррита, называется третичным. Как ни мало его количество, его выделения по границам зерен очень вредны; они сообщают материалу большую хрупкость. Выделяясь по границам зерен, цементит третичный резко снижает пластичность стали.

В сплавах, содержащих более 0,025%С, протекает эвтектоидное превращение, протекающее при постоянной температуре 727°C. В сплавах с $0,025 \div 0,8\%C$ при охлаждении сначала из аустенита выделяется феррит, а затем идет эвтектоидное превращение:



то есть происходит распад аустенита с образованием эвтектоида – ферритоцементитной структуры – перлита (пластинчатая смесь феррита и цементита в форме эвтектоидной колонии). Перлит содержит 0,8%С. С увеличением содержания углерода количество феррита уменьшается, а количество перлита увеличивается.

После окончательного охлаждения доэвтектоидные стали имеют структуру феррит+перлит; эвтектоидные стали состоят из одного перлита.

При содержании углерода, близком к эвтектоидному (0,65÷0,75%), феррита немного и он располагается вокруг зерен перлита в виде оболочки, такая форма называется ферритной сеткой.

Таким образом, при содержании углерода равном 0,8% весь аустенит превращается в перлит. Перлит имеет пластинчатое строение, то есть состоит из чередующихся пластинок феррита и цементита. После специальной термической обработки и перлит может иметь зеренное строение.

В заэвтектоидных сталях (от 0,8 до 2,14%С) выше линии ES будет аустенит. При температурах, соответствующих линии ES, аустенит оказывается насыщенным углеродом, и при понижении температуры из него выделяется вторичный цементит, поэтому ниже линии ES сплавы становятся двухфазными (А+Ц_ц). При выделении вторичного цементита аустенит обедняется углеродом, это обеднение приблизительно соответствует линии ES и продолжается до температуры линии PSK, когда концентрация углерода достигнет в аустените эвтектоидного значения (0,8%).

Углеродистые стали их классификация. Углеродистая сталь промышленного производства – сложный по химическому составу сплав. Кроме основы – железа (содержание которого колеблется в пределах 97,0÷99,5%), в ней имеется много элементов, наличие которых обусловлено технологическими особенностями производства (Mn, Si) либо невозможностью полного удаления их из них (S, P, O, N, H), а также случайными обстоятельствами (Cr, Ni, Cu и др.). Однако главный элемент, а именно – углерод, вводится в простую углеродистую сталь специально.

Сплавы при содержании углерода <2% называются углеродистыми сталями.

Влияние углерода на структуру и свойства стали. С увеличением содержания углерода изменяется структура стали. С=0,8% - перлит; С>0,8 – П+Ц_ц; С<0,8% - Ф+П. Увеличение содержания углерода в стали приводит к повышению прочности и понижению пластичности (рис.21). Существенно влияние углерода на вязкие свойства (рис.22). Увеличение содержания углерода повышает порог хладноломкости и уменьшает ударную вязкость в вязкой области (то есть при температурах выше порога хладноломкости).

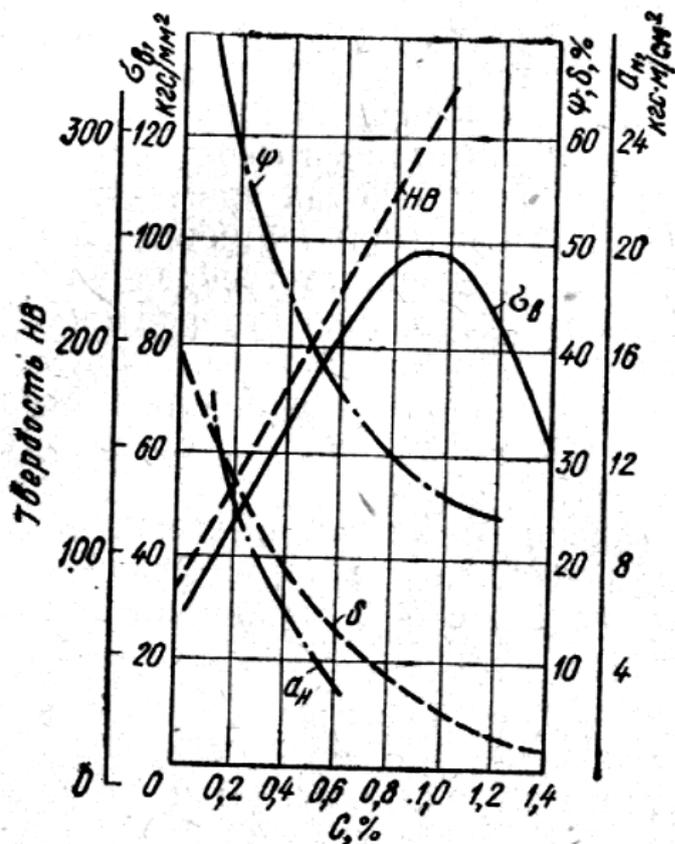


Рисунок 21 - Влияние углерода на механические свойства стали

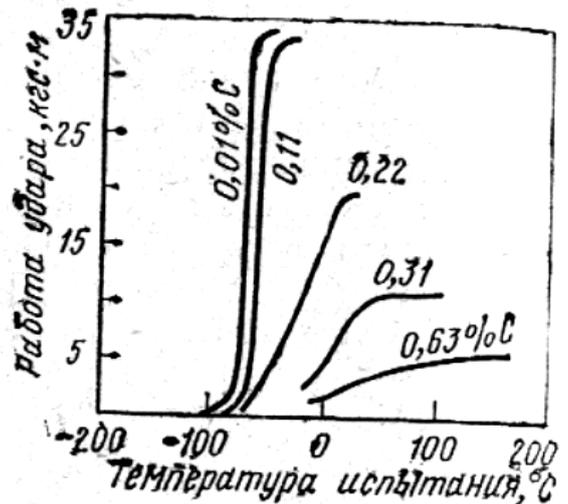


Рисунок 22 - Влияние углерода на хладноломкость железа

Классификация и маркировка углеродистых сталей.

Классификация по способу выплавки. Углеродистые стали выплавляют главным образом мартеновским и кислородно-конверторным способами, в небольшом количестве бессемеровским способом. Наиболее качественную углеродистую сталь выплавляют в электрических дуговых печах. В зависимости от степени раскисления при выплавке стали могут быть:

- спокойными;
- полуспокойными;
- кипящими.

В маркировке тогда ставятся буквы «сп», «кп», «пс».

Классификация по качеству:

- обыкновенного качества;
- качественная;
- высококачественная.

Стали обыкновенного качества выплавляют преимущественно в больших мартеновских печах или в кислородных конвертерах. Стали обыкновенного качества обозначают буквами «Ст.» и условными номерами от 0 до 6 (Ст.1, Ст.2). Сталь подразделяется на 3 группы: А, Б, В.

Химический состав сталей группы А не регламентируется. Стали этой группы используются в состоянии поставки (у потребителей она не подвергается обработке давлением и сварке), поэтому она поставляется по механическим свойствам (предел текучести, предел прочности, относительное

удлинение). С увеличением номера стали прочность увеличивается, а пластичность уменьшается.

Стали группы Б поставляются по химическому составу, так как эти стали в дальнейшем подвергаются различной термической обработке с целью получения нужного заказчику комплекса механических свойств. Механические свойства не регламентируются.

Стали группы В регламентируются и по химическому составу, и по механическим свойствам. Стали этой группы у потребителя подвергается сварке. Свойства изменяются не везде, а только у сварного шва.

Качественные стали поставляют и по структуре, и по химическому составу: содержание $S \leq 0,04\%$, $P \leq 0,035 \div 0,04\%$, а также меньшее количество неметаллических включений.

Качественные углеродистые стали маркируют цифрами 08, 15, 20, ..., 85, которые указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента.

В высококачественных сталях стремятся получить минимально возможное содержание серы и фосфора ($S \leq 0,035\%$; $P \leq 0,035\%$). Для обозначения высококачественных сталей в конце обозначения марки стали ставят букву «А» (например, У10А).

Классификация по содержанию углерода:

- низкоуглеродистые (содержание углерода $< 0,25\%$) стали 05кп, 08, 07кп, 10, 10кп обладают невысокой прочностью и высокой пластичностью. Эти стали без термической обработки применяют для малонагруженных деталей. Тонколистовую холоднокатаную низкоуглеродистую сталь используют для холодной штамповки изделий.

Стали 15, 15кп, 20, 25 чаще применяют без термической обработки в нормализованном состоянии.

Низкоуглеродистые качественные стали используют и для ответственных сварных конструкций, а также для деталей машин, упрочняемых цементацией.

- среднеуглеродистые ($0,3 \div 0,5\%C$) стали 30, 35, 40, 45, 50, 55 применяют после нормализации, улучшения и поверхностной закалки для самых разнообразных деталей во всех отраслях машиностроения. Стали в отожженном состоянии хорошо обрабатываются резанием. Наиболее легко обрабатываются доэвтектоидные стали со структурой пластинчатого перлита. Прокаливаемость сталей невелика (критический диаметр после закалки в воде $10 \div 12$ мм). В связи с этим их следует применять для изготовления небольших деталей или более крупных, но не требующих сквозной прокаливаемости. Для повышения прокаливаемости стали легируют марганцем (40Г, 50Г).

- высокоуглеродистые ($0,6 \div 0,85\%C$) стали 60, 65, 70, 80, 85 обладают повышенной прочностью, износостойкостью и упругими свойствами; применяют их после закалки и отпуска, нормализации и отпуска и поверхностной закалки для деталей, работающих в условиях трения при наличии высоких статических и вибрационных нагрузок. Из этих сталей изготавливают пружины, рессоры, шпиндели, замковые шайбы, прокатные валки и т.д.

Классификация по назначению. В основу этой классификации также положено содержание углерода. Это нагартованные стали (нагартовка – это наклеп, упрочнение деформацией), они стали имеют большую прочность; листовые стали для холодной штамповки; автоматные стали и др. В обозначении марки автоматных сталей буква «А» ставится в начале. Эти стали имеют повышенное количество свинца, фосфора и др. Они используются для станков-автоматов.

Стали, содержание до 0,25%С, используются как котельные, строительные и для деталей машин, подвергаемых цементации. Низкое содержание углерода в котельных и строительных сталях обусловлено тем, что детали котлов и строительных конструкций соединяют сваркой, а углерод ухудшает свариваемость.

Для деталей машин, испытывающих ударные нагрузки, используют стали, содержащие 0,30÷0,50%С, которые подвергаются термической обработке – закалке с последующим высокотемпературным отпуском.

Для рессор и пружин используют стали, содержащие 0,50÷0,70%С. Эти стали также применяют после соответствующей термической обработки.

Углеродистые стали, содержащие 0,7÷1,3%С, используют для изготовления ударного и режущего инструмента. Эти стали маркируются У7, У8, ..., У13, где буква «У» обозначает углеродистую сталь, а число показывает содержание углерода в десятых долях процента, то есть сталь У10 содержит 1% углерода. Иногда эти стали выплавляют высококачественными и тогда их маркируют У10А, У8А. Буква «А» ставится в конце марки, это значит, что сталь высококачественная.

Лекция 11. Влияние легирующих элементов на свойства феррита и аустенита. Структурные классы легированных сталей

1. Легированные стали – стали, легированные химическими элементами для придания им специальных свойств.

По степени легированности, то есть по содержанию легирующих элементов, стали условно подразделяют на:

- низколегированные 2,5÷5% легирующих элементов;
- среднелегированные до 10% легирующих элементов;
- высоколегированные более 10% легирующих элементов.

Легирующие элементы обозначают буквами:

А – азот (если буква стоит в середине обозначения марки). Если буква «А» стоит в начале марки – сталь автоматная, если в конце марки – высококачественная.

Б – ниобий. В – вольфрам. Г – марганец.

Д – медь. Е – селен. К – кобальт.

Л – латунь (если буква стоит в начале марки). Если буква «Л» стоит в конце марки – сталь изготовлена литейным способом.

М – молибден. Н – никель. П – фосфор.

Р – бор. Если буква «Р» стоит в начале марки, то сталь является быстрорежущей.

С – кремний. Т – титан. Ф – ванадий.

Х – хром. Ц – цирконий. Ю – алюминий.

Марка стали обозначается сочетанием букв и цифр. Для конструкционных сталей первые две цифры показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента. Содержание легирующих элементов, если оно превышает 1%, ставят после соответствующей буквы в целых единицах. Например, сталь 18ХГТ (0,18%С; 1%Сr; 1%Mn; ~0,1%Ti), 12ХНЗ (0,13%С; 1%Сr; 3%Ni).

Особо высококачественными выплавляют только легированные стали и сплавы. Они содержат не более 0,015%S и 0,025%P. К ним предъявляют повышенные требования и по содержанию других примесей.

Классификация по назначению:

- конструкционные;
- инструментальные;
- стали с особыми свойствами.

2. Конструкционные стали. Конструкционные стали должны обладать жесткостью, прочностью, надежностью, долговечностью, должны иметь хорошие технологические свойства: легко обрабатываться давлением (многие изделия получают прокаткой, ковкой или штамповкой), хорошо обрабатываться на металлорежущих станках, хорошо свариваться. В ряде случаев от стали требуется высокая коррозионная стойкость или жаропрочность и т.д.

Достоинством сталей является возможность получения в них необходимого комплекса свойств, изменяя их состав и обработку.

Легированные конструкционные стали в зависимости от числа легирующих элементов различают трех-, четырехкомпонентными и т.д. Это хромистые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и т.д. (кроме железа и углерода, в них вводят легирующие элементы).

Классификация конструкционных сталей по качеству:

- сталь обыкновенного качества;
- качественные стали;
- высококачественные стали;
- особо высококачественные стали.

Легированные стали выплавляют только качественными, чаще - высококачественными.

3. Цементуемые стали. Цементуемые стали применяют для деталей сложной формы, сильно нагруженных (низколегированные стали с небольшим содержанием углерода). В качестве легирующих элементов в цементуемые стали добавляют Cr, Ni и т.д. Чем выше требование к свойствам, тем более сложные по составу применяют стали.

Изделия небольшого сечения и несложной формы, работающие при повышенных удельных нагрузках (втулки, валики, оси, кулачковые муфты, поршневые пальцы и т.д.), делают из хромистых сталей 15Х, 20Х (~1%Сr). С

увеличением содержания хрома в цементованном слое повышается концентрация углерода, увеличиваются глубина эвтектоидного слоя, а после термической обработки увеличивается и глубина закаленного слоя.

Для изготовления цементуемых деталей средних размеров, испытывающих при работе высокие удельные нагрузки, используют стали с добавлением никеля (20ХН, 12ХН3А). Наиболее высоколегированные цементуемые стали (12Х2Н4, 18Х2Н4В и др.) используют для изготовления деталей больших сечений. Эти стали наиболее высокопрочны. Обычно изделия, изготовленные из высоколегированных цементуемых сталей, подвергают цементации на небольшую глубину.

4. Улучшаемые стали. Улучшаемые стали – среднеуглеродистые стали (0,3÷0,5%С), подвергаемые закалке и последующему высокому отпуску.

Для повышения механических свойств сталей при изготовлении деталей сечением более 25÷30 мм в состав сталей добавляют легирующие элементы. Легированные стали обладают большей прокаливаемостью, более мелким зерном, имеют меньшие закалочные напряжения. Основное преимущество – лучший комплекс механических свойств. Большинство легированных конструкционных сталей относятся к перлитному классу.

Cr (0,8÷1,1%), Mn (до 1,5%), Si (0,9÷1,2%), Mo (0,15÷0,45%), Ni (1÷4,5%) – основные легирующие элементы в этих сталях. Общая сумма легирующих элементов не превышает 3÷5%.

5. Высокопрочные стали. Стали, в которых подбором химического состава и оптимальной термической обработки получают $\sigma_{\text{в}}=180\div 200$ кгс/мм², называют высокопрочными.

Высокопрочное состояние получают несколькими способами:

- легированием углеродистых сталей (0,4÷0,5%С) хромом, вольфрамом, молибденом, кремнием и ванадием, которые затрудняют разупрочняющие процессы при нагреве до 200÷300°С. При этом получают мелкое зерно. следовательно, понижается порог хладноломкости, увеличивается сопротивление хрупкому разрушению.

30ХГСНА, 40ХГСН3ВА, 30Х2ГСН3ВМ после термической обработки на структуру нижнего бейнита приобретают высокую прочность.

- применение термомеханической обработки. Стали 30ХГСА, 40ХН, 40ХНМА, 38ХН3МА после НТМО имеют предел прочности до 280 кгс/мм², относительное удлинение и ударная вязкость увеличиваются в 1,5÷2 раза по сравнению с обычной термической обработкой.

5.1. Мартенситностареющие стали сочетают в себе высокие прочностные свойства с хорошей пластичностью и вязкостью, высокую технологическую пластичность при обработке давлением в широком интервале температур; отсутствие трещинообразования при охлаждении с любыми скоростями после обработки давлением; хорошая свариваемость. Недостаток: склонность к ликвации.

Изделия из этих сталей получают пластической деформацией после закалки заготовок. Упрочнение происходит в процессе отпуска – старения,

который проводят при $480 \div 500^\circ\text{C}$, за счет перераспределения легирующих элементов.

Наилучшее сочетание наблюдается при введении в сталь $20 \div 25\% \text{Ni}$, $7 \div 9\% \text{Co}$, $4,5 \div 5,0\% \text{Mo}$, $5 \div 11\% \text{Cr}$, $0,1 \div 0,35\% \text{Al}$, $\sim 0,15 \div 1,6\% \text{Ti}$, $\sim 0,3 \div 0,5\% \text{Nb}$, $\leq 0,2\% \text{Si}$, Mn , $\leq 0,01\% \text{S}$, P каждого. Титан и алюминий вводят для образования интерметаллидов.

Количество углерода минимально ($\leq 0,03\%$), так как углерод, образуя с легирующими элементами карбиды, способствует охрупчиванию сталей. Термическая обработка таких сталей заключается в закалке с $800 \div 860^\circ\text{C}$, охлаждении на воздухе и затем отпуске – старении.

Мартенситностареющие стали используют для изготовления шасси самолетов, оболочек космических летательных аппаратов, прецизионных хирургических инструментов, штампов и т.д.

6. Пружинно-рессорные стали. Требования к этим сталям: сохранение в течение длительного времени упругих свойств, они должны иметь высокий предел упругости, высокое сопротивление разрушению и усталости при пониженной пластичности.

Чаще всего пружинные стали легируют кремнием, который, задерживая распад мартенсита при отпуске и упрочняя феррит, создает высокое значение предела упругости. Кремнемарганцевые и хромомарганцевые стали (55СГ, 50ХГ и др.) имеют хорошую прокаливаемость и их применяют для изготовления пружин из прутков диаметром до 25 мм. Для крупных наиболее ответственных пружин применяют стали 65С2ВА, 60С2ХФА.

7. Шарикоподшипниковые стали. Детали шарикоподшипников (кольца, шарики, ролики) в процессе работы испытывают высокие удельные переменные нагрузки. Поэтому стали для этих деталей должны иметь высокую прочность, износостойкость и высокий предел выносливости. К этим сталям также предъявляют высокие требования по содержанию неметаллических включений (сульфидных, оксидных), макро- и микроплоскостей, ликвации, размеру и расположению включений, которые могут быть концентраторами напряжений, особенно если они находятся в поверхностных слоях деталей. ШХ указывает на шарикоподшипниковую хромистую сталь. Цифра показывает среднее содержание хрома в десятых долях процента.

ШХ9	шарики и ролики небольших диаметров
ШХ15	шарики диаметром больше 22,5 мм, ролики диаметром 15÷30 мм, кольца всех размеров
ШХ15СГ	ролики диаметром более 30 мм, кольца толщиной стенки более 15 мм

Цементуемая сталь 20Х2Н4А – детали крупногабаритных подшипников, работающих при больших ударных нагрузках (подшипники прокатных станков).

8. Износостойкие стали. Типовыми случаями износа являются обычное трение скольжения, абразивный износ (частицы вырываются с поверхности изделия).

8.1. Графитизированные стали содержат повышенное количество углерода (до 1,75%) и кремния (до 1,6%). Часть углерода в этих сталях после графитизирующего отжига выделяется в виде графита. После термической обработки структура состоит из зернистого перлита с некоторым количеством мелких округлых включений графита. Графит играет роль смазки, предотвращая сухое трение и схватывание. Кроме того, эти стали обладают антивибрационными свойствами.

Графитизированную сталь применяют для изготовления штампов, матриц, коленчатых валов, шаров, лопастей дробеструйных аппаратов и т.д.

8.2. Высокомарганцовистые стали (сталь Гадфильда, 1882 г., Г13) содержит 1%С, 12÷13%Mn. Г13 и Г13Л (1,2%С, 12%Mn, ~1%Si, литая – буква «Л»). Имеет структуру аустенита с избыточными карбидами, которые, выделяясь по границам, снижают вязкость и прочность стали. Поэтому изделия подвергают закалке с 1050÷1100°С в воде, получая структуру марганцовистого аустенита.

Сталь Гадфильда широко используют для изготовления деталей, испытывающих в процессе эксплуатации ударные нагрузки и износ одновременно (крестовины железнодорожных и трамвайных путей, зубья ковшей землечерпательных машин, траки гусеничных машин, щеки дробилок и т.д.).

9. Строительные стали. Основным требованием к этим сталям является хорошая свариваемость (содержание углерода до 0,25%). Прочность строительных сталей повышается в результате легирования. В нее вводят дешевые легирующие элементы, так как она используется в больших количествах. Это Mn (1,75%) и Si (до 0,7%). 10ХСНД, 15ХСНД легированы дополнительно медью и никелем, работают до температур -60°С.

10. Автоматные стали. Автоматные стали используют для изготовления неотчетственных деталей, производимых в больших количествах (болты, гайки, винты, втулки и т.д.). При изготовлении деталей из автоматных сталей возможны большие скорости резания. Добавки свинца (~0,25%) улучшают обрабатываемость резанием (АС11, АС40). Маркируют буквой «А», которая стоит в начале обозначения марки, затем следуют цифры, указывающие содержание углерода в сотых долях процента (А12, А20, А30, А40Г).

11. Инструментальные стали. Инструментальные стали должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, обеспечивающей сохранение режущей кромки инструмента, достаточной прочностью и вязкостью (для инструментов ударного действия). Режущие кромки могут нагреваться до 500÷900°С. В этих случаях основным свойством инструментальных материалов является теплостойкость (красностойкость), то есть способность сохранять высокую твердость и режущую способность при продолжительном нагреве.

Инструментальная сталь маркируется буквой «У» - сталь углеродистая, число показывает содержание углерода в десятых долях процента (У7, У8÷У13, У13А).

Легированные инструментальные стали содержат 0,9÷1,4%С. Суммарное содержание легирующих элементов не превышает 5%.

12. Стали для измерительных инструментов. Измерительные инструменты должны сохранять свою форму и размеры в течение продолжительного времени. Поэтому стали для измерительных инструментов должны обладать:

- высокой твердостью и износостойкостью;
- в этих сталях с течением времени не должны совершаться структурные превращения, вызывающие изменение размеров инструментов;
- минимальным коэффициентом линейного расширения (стали с мартенситной структурой).

Твердость поверхностных слоев 62÷65 HRC.

Для измерительных инструментов чаще всего используют высокоуглеродистые стали У8÷У12, Х, Х9, Х12Ф1, цементуемая сталь (сталь 15, сталь 20) и азотируемые стали (38ХМЮА).

После закалки применяют стабилизирующий низкотемпературный отпуск – старение (120÷170°С, τ=10÷30 ч).

13. Стали для режущих инструментов. Требования к режущему инструменту:

- 1) длительное сохранение высокой твердости режущей кромки (60÷62 HRC) при достаточной вязкости, исключающей возможность хрупкого разрушения при случайных ударных нагрузках;
- 2) высокая износостойкость, обеспечивающая сохранение режущей кромки в условиях трения;
- 3) высокая красностойкость, то есть способность сохранять высокую твердость и режущую способность при продолжительном нагреве (в условиях резания режущая кромка сильно нагревается).

14. Инструментальные стали пониженной прокаливаемости - углеродистые стали (0,7÷1,2%С), малолегированные (1÷1,5% всех легирующих элементов).

У7, 7ХФ	инструмент по дереву и ударный инструмент (пилы, зубила, долото, кузнечные штампы и т.д.)
У8, 8ХФ	матрицы, пуансоны, керны, ножи
У9, У10, В1	сверла, метчики, фрезы (содержание углерода увеличивается, следовательно, увеличивается твердость и износостойкость)
У13	напильники, металлорежущий и граверный инструмент
ХВ5	алмазная сталь, применяется для изготовления инструмента, от которого требуется длительное сохранение острой режущей кромки

15. Инструментальные стали повышенной прокаливаемости - легированные инструментальные стали, содержание легирующих элементов до 5%, которые увеличивают прокаливаемость. Закалка – в масле, что уменьшает возможность коробления и образования закалочных трещин.

9ХС, ХВСГ – повышенное содержание кремния способствует увеличению прокаливаемости и устойчивости мартенсита при отпуске.

Повышенное содержание марганца (ХВГ, 9ХВСГ) способствует увеличению количества аустенита остаточного, что уменьшает деформацию инструмента при его закалке.

16. Быстрорежущие стали. Эти стали обладают высокой красностойкостью, то есть нагреваясь до температур «красного» каления (~600°C), инструмент из этих сталей сохраняет высокую твердость и режущие свойства.

Основными легирующими элементами являются вольфрам и хром. Наиболее распространенные марки: Р18, Р9 (буква «Р» от слова «рапид» - скорость, цифры показывают среднее содержание вольфрама в этих сталях).

Отливки из быстрорежущей стали подвергают ковке, а затем отжигу при 860÷900°C. После отжига структура состоит из сорбита и очень мелких эвтектоидных карбидов (30÷35%).

17. Инструментальные твердые сплавы. Твердые сплавы (90 НРА) обладают наибольшей красностойкостью (до 800÷1000°C).

Металлокерамические сплавы получают методами порошковой металлургии. В их состав входят карбиды титана и вольфрама. Связующим является кобальт. В начале получают карбиды, затем их размалывают до порошкообразного состояния, прессуют смесь, которую тщательно перемешивают, прессуют в пресс-формах и затем спекают при 1400÷1500°C. Никакой механической и термической обработке эти сплавы не подвергаются, только шлифовке.

Недостаток: большая хрупкость, что ограничивает их применение (ВК2, ВК3, ВК25, Т30К4, ТТ7К12 и т.д.).

18. Штамповые стали. Штампы, пуансоны, матрицы, валики и т.д. изготавливают из штамповых сталей.

18.1. Стали для штампов холодного деформирования. Эти стали должны обладать высокой износостойкостью (высокой поверхностной твердостью), прочностью, вязкостью (чтобы принимать ударные нагрузки), сопротивлением деформации.

У10, У11, У12	штампы небольшого размера (диаметром до 25 мм)
Х, Х9, ХГ, 9ХГС, Х12М, Х6ВФ	фильтры, плашки
Х12Ф, Х12, ХГЗСВ	штампы, работающие в условиях износа, применяются легированные стали глубокой прокаливаемости
4ХС4, 4ХВС, 5ХНМ, 5ХГМ	Стали, обладающие большой вязкостью, применяются для изготовления инструментов, испытывающих ударные нагрузки

18.2. Стали для штампов горячего деформирования. Кроме перечисленных свойств (для сталей холодного деформирования), эти стали должны обладать жаропрочностью, красностойкостью, термостойкостью (при

циклических нагревах на поверхности штампов могут образовываться «разгарные» трещины). Они должны быть минимально чувствительными к отпускной хрупкости. Также они должны обладать хорошей теплопроводностью, чтобы тепло быстро отводилось от рабочей поверхности.

5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНТ, 5ХНСВ – стали (0,5÷0,5%С), легированные элементами, увеличивающими прокаливаемость и вязкость (Cr, Ni, Mn), используются для изготовления штампов, испытывающих большие ударные нагрузки (ковочные штампы). Молибден вводится для уменьшения склонности к отпускной хрупкости. Закалка 760÷820°С, отпуск 460÷580°С, твердость 35÷45 HRC.

3Х2В8, 4Х5В2ФС, 4Х4В4ФМ, 6ХВ2С – стали, обладающие красностойкостью до 650÷670°С, используются для изготовления инструмента для горячей протяжки, высадки и прессования.

Лекция 12. Влияние легирующих элементов на свойства феррита и аустенита. Структурные классы легированных сталей

19. Нержавеющие стали и сплавы. Сталь, стойкую против атмосферной коррозии, называют нержавеющей. Стали или сплав, имеющие высокую стойкость при коррозионном воздействии кислот, солей, щелочей и др. агрессивных сред, называют кислотостойкими.

20. Хромистые нержавеющие стали. Хром – основной легирующий элемент, делающий сталь коррозионностойкой в окислительных средах. На поверхности образуется защитная пленка окисла Cr₂O₃ (при 12,5%Cr).

Железо с хромом образуют непрерывный ряд твердых растворов. Эти стали обладают достаточно хорошим комплексом технологических свойств. Углерод является нежелательным элементом (он понижает коррозионные свойства).

Все хромистые стали подвергают закалке 1000÷1100°С с последующим отпуском:

- для сталей ферритного класса при 700÷750°С;
- для сталей мартенситного класса при 200÷250°С.

08Х13, 12Х13	стали обладают повышенной пластичностью и используются для изготовления деталей, подвергающихся ударным нагрузкам (турбинные лопатки, предметы домашнего обихода и т.д.)
30Х13, 40Х13	измерительный и медицинский инструменты, пружины и другие коррозионностойкие детали, от которых требуется высокая твердость или прочность (структура – мартенсит)
12Х17	теплообменники для горячих нитрозных газов, трубопроводы и баки для кислот и т.п.
95Х18	для изготовления подшипников, работающих в агрессивных средах

Стали с 17 и 25%Cr применяют для изготовления аппаратуры, работающей в агрессивных средах (дымящаяся азотная кислота, фосфорная кислота), химическая и пищевая промышленность.

21. Хромоникелевые нержавеющие стали. Добавление никеля улучшает коррозионную стойкость.

Нержавеющие стали с аустенитной структурой обладают более высокой коррозионной стойкостью, лучшими технологическими свойствами по сравнению с хромистыми нержавеющими сталями, в частности лучше свариваются. Сохраняют прочность до более высоких температур, не теряют пластичности при низких температурах. Коррозионностойки в окислительных средах.

- аустенитный класс: 04X18H10, 12X18H9T – пластичны, хорошо свариваются, обладают повышенной жаропрочностью. Подвергают закалке 1050÷1100°C в воде (для большей гомогенности).

Дополнительное легирование молибденом и медью повышает коррозионную стойкость и кислотостойкость. Небольшие количества титана и алюминия, образуя дисперсные интерметаллиды, упрочняют аустенит.

Никель очень дорогой и дефицитный металл, поэтому в состав нержавеющих сталей вводят марганец и даже азот (10X14Г14Н4Т, 15X17АГ14).

- аустенитно-мартенситный класс: 09X15H8Ю, 09X17H7Ю, 08X17H5M3. Стали этого класса имеют большую склонность к коррозии по сравнению с аустенитными, но превосходят их по прочности. Подвергаются закалке, обработке холодом, отпуску (старение). Эти стали используют для создания легких конструкций, обладающих высоким сопротивлением коррозионному разрушению.

- аустенитно-ферритный класс: 12X21H5T, 08X22H6T. Предложены как заменители хромоникелевых сталей типа X18H8 с целью экономии никеля. При комнатной температуре у этих сталей прочность и твердость выше, чем у стали X18H8, но пластичность и ударная вязкость ниже. Эти стали не обладают стабильностью свойств: их свойства зависят от соотношения ферритной и аустенитной фаз.

22. Жаропрочные стали и сплавы. **Жаропрочность** – способность металла сопротивляться пластической деформации и разрушению при высоких температурах.

Многие аппараты, машины и отдельные детали работают при повышенных и высоких температурах, испытывая большие напряжения. В этих случаях используют жаропрочные стали и сплавы. Если изделия, работающие при повышенных температурах, слабонагружены, но должны хорошо сопротивляться окислению, то для их изготовления используют жаростойкие стали и сплавы.

Жаропрочные стали делят на 2 группы:

- теплопрочные, работающие до 350÷500°C;

- жаропрочные, их используют при более высоких температурах.

Перлитные жаропрочные стали (котельные стали и сильхромы). Котельные стали содержат мало углерода (0,15%), так как их соединяют сваркой. 15ХГС, 12ХМ, 15ХМФ, 12Х2МБ. Эти стали обладают хорошим сопротивлением ползучести.

Сильхромы – стали с $0,15 \div 0,45\%C$, содержащие кремний, хром и молибден (15Х5, 15Х5М, 40Х9С2, 40Х10С2М). Недостаток сильхромов: склонны к отпускной хрупкости II рода. Из них изготавливают клапаны двигателей внутреннего сгорания, рекуператоры, теплообменники и др. Применяют до $700 \div 800^\circ C$.

Аустенитные жаропрочные стали. Аустенитные нержавеющие стали применяются и как жаропрочные, работающие до $700 \div 800^\circ C$. Подразделяются на:

- аустенитные стали с гомогенной структурой и поэтому не упрочняемые термической обработкой (17Х18Н9, 09Х14Н19В2Б, 12Х18Н12Т, 20Х25Н20С2 и др.). При нагреве не испытывают фазовых превращений;

- аустенитные стали с гетерогенной структурой, их прочность повышается за счет термической обработки: закалки ($1050 \div 1100^\circ C$) и старения ($600 \div 750^\circ C$). 37Х12Н8Г8МФБ, 10Х11Н20ТЗР и др.

Ниобий вводится для увеличения длительной прочности и сопротивления ползучести.

23. Жаропрочные сплавы на основе никеля и тугоплавких металлов. Детали и установки, работающие при температурах выше $700^\circ C$, изготавливают из сплавов на основе никеля, кобальта и тугоплавких металлов. Никеля более 55%, рабочие температуры $800 \div 1000^\circ C$. Никелевые сплавы обладают не только высокой жаропрочностью, но и высокой жаростойкостью. Их используют в деформированном или литом состоянии. Гомогенные (нихромы, инконели), гетерогенные (нимоники). Минимальное содержание углерода $0,06 \div 0,12\%$.

Нихромы – сплавы никеля с хромом (ХН60Ю, ХН7ВТ). Очень жаростойки. Применяют для ненагруженных деталей, работающих в окислительных средах, в том числе и для нагревательных элементов.

Нимоники – кроме хрома, добавляют Ti, Al, Mo, W и т.д. Закалка $1050 \div 1100^\circ C$ на воздухе, отпуск – старение при $600 \div 800^\circ C$, $\tau = 12 \div 16$ ч.

Кобальтовые сплавы – по свойствам лучше никелевых. ЭИ416, ЛК4 (виталлиум) – из этого сплава детали изготавливают прецизионными методами литья. Его применяют для лопаток соплового аппарата реактивных двигателей. Кобальтовые сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью и хорошим сопротивлением истиранию.

Жаропрочные сплавы на основе тугоплавких металлов (W, Re, Ta, Mo, Nb). Сплавы на основе этих металлов обладают максимальной жаропрочностью – до $2500^\circ C$.

Молибден и его сплавы (ВМ1). В качестве легирующих добавок вводят Ti, Zr, Nb. Заметно окисляются, уже начиная с $450^\circ C$. Поэтому необходима их защита от окисления – силицирование, при котором на поверхности образуется

слой MoSi_2 толщиной $0,03 \div 0,04$ мм, который защищает полностью сплав от окисления при $1100 \div 1200^\circ\text{C}$.

Вольфрам и его сплавы. Вольфрам – наиболее тугоплавкий металл, его используют в качестве легирующего элемента в композиционных материалах; в электротехнике и электронике (нити накала, эмиттеры, нагреватели в вакуумных приборах и т.п.), из него изготавливают эрозионные вставки в критические сечения сопел реактивных двигателей и т.п.

24. Жаростойкие стали и сплавы. Жаростойкость – способность металлов и сплавов сопротивляться газовой коррозии при высоких температурах в течение длительного времени. Строение окисной пленки имеет большое значение для жаростойкости металлов: чем плотнее и прочнее окисная пленка, тем меньше через нее скорость диффузии, тем выше жаростойкость сплава.

Основной способ повышения жаростойкости – легирование хромом, алюминием или кремнием, образующими на поверхности изделия плотные окислы Cr_2O_3 , Al_2O_3 , SiO_2 , затрудняющие процессы диффузии.

Поскольку все нержавеющие стали содержат хрома больше 13%, они являются жаростойкими.

25. Стали и сплавы с особыми физическими свойствами. Эти стали широко применяются в приборостроении. Для многих металлических деталей приборов иногда необходимо получить заданные магнитные характеристики, для других деталей – определенные электрические величины, тепловые свойства и т.д.

При выплавке сплавов с особыми свойствами предъявляются очень высокие требования к соблюдению точного химического состава и чистоте по примесям. Такие сплавы называют **прецизионными**.

25.1. Магнитные стали и сплавы. Ферромагнетиками являются железо, кобальт, никель и некоторые сплавы на их основе.

Магнитно-мягкие материалы. Для сплавов этой группы характерны малая коэрцитивная сила, высокая магнитная проницаемость и узкая петля гистерезиса, минимальные потери при перемагничивании; должны иметь высокое удельное электросопротивление, с увеличением которого уменьшаются потери на вихревые токи. Эти материалы подразделяются на: низкочастотные, высокочастотные и материалы с особыми магнитными свойствами.

Чистое железо – наиболее простой по составу магнитно-мягкий материал. Чем меньше примесей, тем выше магнитная проницаемость.

Трансформаторная и динамная сталь содержит $<0,1\% \text{C}$ и $0,8 \div 4,8\% \text{Si}$. Кремний, образуя с железом твердый раствор, увеличивает электросопротивление, уменьшает площадь петли гистерезиса, увеличивает склонность к росту зерна, что в свою очередь способствует увеличению магнитной проницаемости. Эти стали используют в отожженном состоянии, так как наклеп увеличивает коэрцитивную силу и снижает магнитную проницаемость.

Пермаллой – сплавы с высокой начальной магнитной проницаемостью в слабых магнитных полях. Это сплавы железа с никелем (35÷85%Ni) с добавкой 3,2÷3,8%Mo.

Пермендюр – сплав железа с кобальтом и ванадием, отличается высокой индукцией насыщения и повышенной стабильностью во времени, обратимой магнитной проницаемостью.

Алсифер – сплав системы Fe-Al-Si, обладает высокой магнитной проницаемостью в слабых полях и имеет небольшую коэрцитивную силу. Алсифер обладает хрупкостью и плохой обрабатываемостью резанием. Детали из алсифера можно изготавливать только фасонным литьем.

Магнитно-твердые материалы используют для изготовления постоянных магнитов различного назначения. Они обладают большой остаточной индукцией, высокой коэрцитивной силой и небольшой магнитной проницаемостью. Для них характерна широкая петля гистерезиса. Это хромистая сталь ЕХЗ, кобальтовая сталь ЕХ5К5, ални (Al+Ni), алниси (Ni+Al+Si), алнико (Ni+Co+Al+Cu). Добавки кобальта значительно повышают магнитные свойства.

Для приготовления высококачественных магнитов ответственного назначения применяют сплавы ални, алниси, алнико, достоинствами которых является высокая удельная магнитная энергия, а также высокая коэрцитивная сила. Магниты из этих сплавов получают методом точного литья. Обладая большой твердостью и хрупкостью, они поддаются только шлифовке.

25.2. Сплавы с особыми тепловыми и упругими свойствами. Инвар – сплав железа с 36%Ni, маркируется НЗ6, сохраняет постоянным коэффициент линейного расширения в интервале температур от -80 до +100°С. Применяют для изготовления деталей приборов, которые не должны заметно изменять размеры при колебаниях температуры.

Суперинвар – сплав железа с 30÷34%Ni и 4÷6%Co имеет минимальный коэффициент линейного расширения ($\alpha=1,0 \cdot 10^{-6}$) и сохраняет его постоянным в температурном интервале от -60 до +60°С.

Платинит – сплав железа с 48%Ni (Н48) имеет такую же величину коэффициента линейного расширения, как у платины и стекла. До появления этого сплава в качестве проводников для вводов в стеклянные приборы применяли платину. Если спай платинита со стеклом подвергается нагреву, то в результате одинакового расширения обоих материалов в стекле не возникает напряжений.

Сплав железа с 38%Ni имеет коэффициент линейного расширения одинаковый с фосфором, и его используют в радиотехнике.

Ковар – сплав железа с 29%Ni, 20%Co.

Элинвар – НЗ6Х38, наряду с коэффициентом линейного расширения сохраняет постоянными упругие свойства, вследствие чего его применяют для изготовления пружин в часах и точных приборах.

Лекция 13. Значение и роль термической обработки. Классификация видов термической обработки. Собственная термическая обработка

Термическая обработка заключается в нагреве металлических изделий до определенной температуры, выдержке при этой температуре и охлаждении с различной скоростью с целью изменения их структуры, а следовательно и свойств в нужном направлении.



Рисунок 23 – Сущность термической обработки

На металлургических и машиностроительных заводах термическая обработка используется в трех случаях:

- 1) первоначальная операция перед обработкой давлением и резанием для снижения твердости и повышения пластичности;
- 2) как промежуточная операция для улучшения технологических свойств материала;
- 3) как окончательная операция для предания материалу нужного комплекса свойств.

Характерная особенность термической обработки, отличающая ее от других технологических производств (литье, обработка давлением, резанием и др.), состоит в том, что основное ее назначение – изменение в нужном направлении физико-механических свойств материала без изменения его форм и геометрических размеров.

При упрочняющей термической обработке твердость, предел прочности увеличиваются в 2 раза, диаметр, толщина, полезный вес уменьшаются, происходит экономия металла, полезная грузоподъемность увеличивается.

Основными факторами воздействия при любой термической обработке являются температура и время. Следовательно, режим любой термической обработки можно представить в координатах «температура-время».

Режим любого процесса термической обработки характеризует следующие параметры:

- температура нагрева – та максимальная температура, до которой был нагрет сплав при термической обработке;

- время выдержки – продолжительность нагрева при максимальной температуре термической обработки;

- скорость нагрева или скорость охлаждения – изменение температуры соответственно при нагреве или охлаждении.

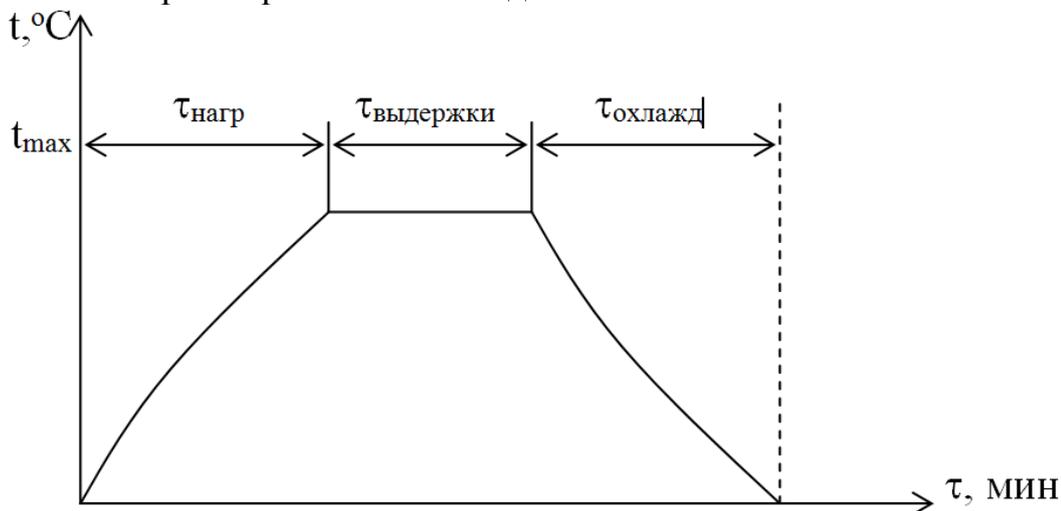


Рисунок 24 - График режима термической обработки

Основной недостаток графиков, характеризующих режим термической обработки – по ним нельзя судить о характере структурных и фазовых превращений; поэтому академик Бочвар А.К. предложил следующую классификацию видов термической обработки, основанную на характере структурных и фазовых превращений в сплавах.

Вся термическая обработка делится на 3 группы:

1. Собственная термическая обработка.
2. Термомеханическая обработка.
3. Химико-термическая обработка.

Отжиг 1 рода – термическая обработка, которая полностью или частично устраняет отклонения от равновесного состояния сплава, возникшего при предыдущих обработках (литье, сварка, обработка давлением и др.). Характерная его особенность состоит в том, что при этом виде термической обработки фазовые и структурные превращения не происходят как при нагреве, так и при охлаждении в твердом состоянии.

СТО заключается только в термическом воздействии на металл или сплав с целью изменения его структуры.

ТМО заключается в совмещении термического воздействия с последующей пластической деформацией.

ХТО заключается в совмещении термического и химического воздействий с целью изменения структуры, а, следовательно, и свойств материала.

Таблица 1 – Классификация термической обработки

СТО	ТМО	ХТО
1. Отжиг 1 рода 2. Отжиг 2 рода (фазовая перекристаллизация) 3. Закалка без полиморфных превращений 4. Закалка с полиморфными превращениями 5. Закалка с плавлением поверхности 6. Старение 7. Отпуск	1. Предварительная термомеханическая обработка 2. Высокотемпературная термомеханическая обработка 3. Низкотемпературная термомеханическая обработка	1. цементация 2. азотирование 3. цианирование 4. диффузионная металлизация

Примечание: пункты 3 и 6, 4 и 7 парные операции.

Отжиг 2 рода – термическая обработка, при которой фазовые превращения происходят как при нагреве, так и при охлаждении. Причем, при этом отжиге используются фазовые превращения, протекающие при малых скоростях охлаждения.

Закалка без полиморфного превращения – термическая обработка, при которой фазовые превращения идут при нагреве и отсутствуют, то есть подавляются при охлаждении.

Закалка с полиморфным превращением – термическая обработка, при которой фазовые превращения идут как при нагреве, так и при охлаждении, причем при охлаждении фиксируются термодинамические неустойчивые структуры.

Закалка с плавлением поверхности – термическая обработка, при которой главным процессом является быстрое затвердевание тонкого поверхностного слоя расплава с образованием нестабильной структуры.

Старение – термическая обработка, идущая после закалки без полиморфного превращения, где главным процессом является распад пересыщенного твердого раствора. Если распад происходит при комнатной температуре, то этот процесс называется естественным, а если распад происходит при высоких температурах – искусственным.

Отпуск – термическая обработка, идущая после закалки с полиморфным превращением, где главным процессом является перевод структуры закаленного сплава в более устойчивое состояние.

Цель отпуска – уменьшение внутренних закалочных напряжений и увеличение вязкости стали с приданием нужного комплекса свойств сплавам.

По температуре различают 3 вида отпуска:

- 1) **низкий** отпуск заключается в нагреве предварительно закаленного сплава до температуры 250°C; применяется для режущего, измерительного и штампового инструмента;

- 2) **средний** отпуск заключается в нагреве предварительно закаленного сплава до температуры 400°C ; применяется для рессор, пружин, то есть для улучшения упругих свойств;
- 3) **высокий** отпуск заключается в нагреве предварительно закаленного сплава до температуры выше 600°C ; применяется к различным деталям и механизмам.

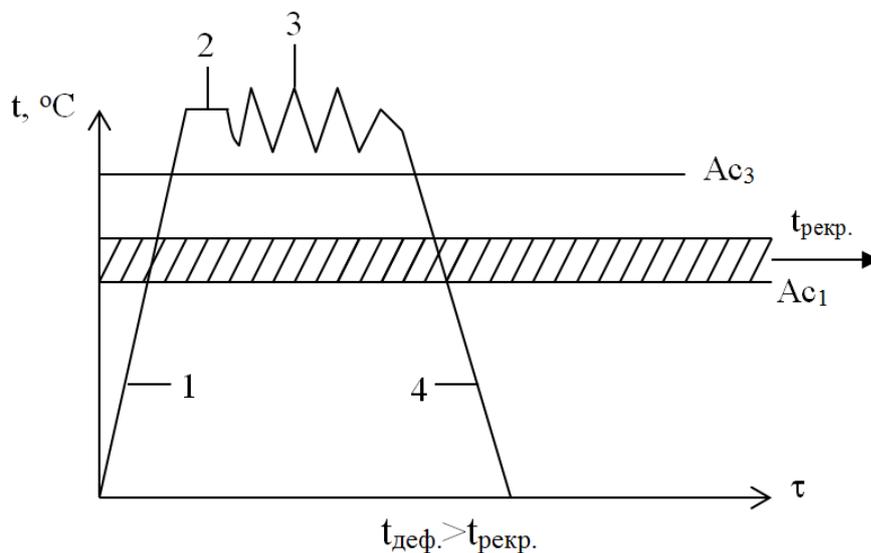
Лекция 14. Термомеханическая обработка. Химико-термическая обработка

Термомеханическая обработка:

1. **Предварительная термическая обработка (ПТМО)** состоит из холодной пластической деформации стали на $30\div 50\%$, скоростного нагрева, кратковременной выдержки и последующей немедленной закалки.

Обязательным условием ПТМО является проведение закалки в условиях повышенной плотности дислокаций. Плотность дислокаций после холодной пластической деформации составляет 10^{12} , после закалки – 10^{11} см^{-2} . Если после холодной деформации над материалом произвести печной или медленный нагрев, выдержку, затем закалить, то плотность дислокаций будет составлять 10^8 см^{-2} . Этот процесс называется обычной закалкой.

2. **Высокотемпературная термическая обработка (ВТМО)** состоит из деформации стали на $30\div 50\%$ при температуре выше A_{c3} , затем немедленная закалка для подавления процессов рекристаллизации (рис.25).



1 - нагрев; 2 – выдержка; 3 – пластическая деформация; 4 – закалка (охлаждение водой)

Рисунок 25 - График режима ВТМО

Обязательным условием является проведение деформации при температурах выше температуры рекристаллизации данного сплава.

3. **Низкотемпературная термическая обработка (НТМО)** заключается в следующем: сплав деформируется в температурной области устойчивости переохлажденного аустенита ($600 \div 400^\circ\text{C}$), далее следуют кратковременная выдержка, закалка (рис. 26).

Обязательным условием является проведение пластической деформации при температурах ниже температуры рекристаллизации данного сплава.



1- нагрев под прокатку; 2 – выдержка для получения однородного аустенита; 3 – подстуживание на воздухе; 4 – пластическая деформация; 5 - закалка

Рисунок 26 - График режима НТМО

Химико-термическая обработка. Если при СТО и ТМО изменяется только структура металлов, то при ХТО изменяется еще и химический состав поверхностного слоя сплавов. Поэтому свойства материала после ХТО сильно отличаются от свойств исходного материала.

Цементация – термическая обработка, при которой происходит насыщение стали атомарным углеродом. Ее основное назначение – повышение твердости и износостойкости поверхностного слоя при сохранении вязкой сердцевины.

Азотирование – термическая обработка, при которой происходит насыщение поверхности изделия атомарным азотом. Кроме повышения твердости и износостойкости при азотировании достигается высокая стойкость против коррозии в ряде агрессивных сред.

Цианирование или **нитроцементация** – термическая обработка, при которой происходит насыщение поверхности стали одновременно азотом и углеродом. Применяется для повышения поверхностной твердости, износостойкости и сопротивления коррозии.

Диффузионная металлизация – термическая обработка, при которой происходит насыщение поверхности стали алюминием, хромом, цинком,

кремнием. Она обеспечивает особые свойства поверхности стали: окалиностойкость, жаростойкость, сопротивление газовой коррозии в агрессивных средах.

Обязательным условием проведения всех видов ХТО – наличие растворимости в твердом состоянии насыщающего элемента в основном металле.

Например, на рис.27, (а) имеется область растворимости, (б) ХТО невозможна, так как в твердом состоянии нет областей растворимости.

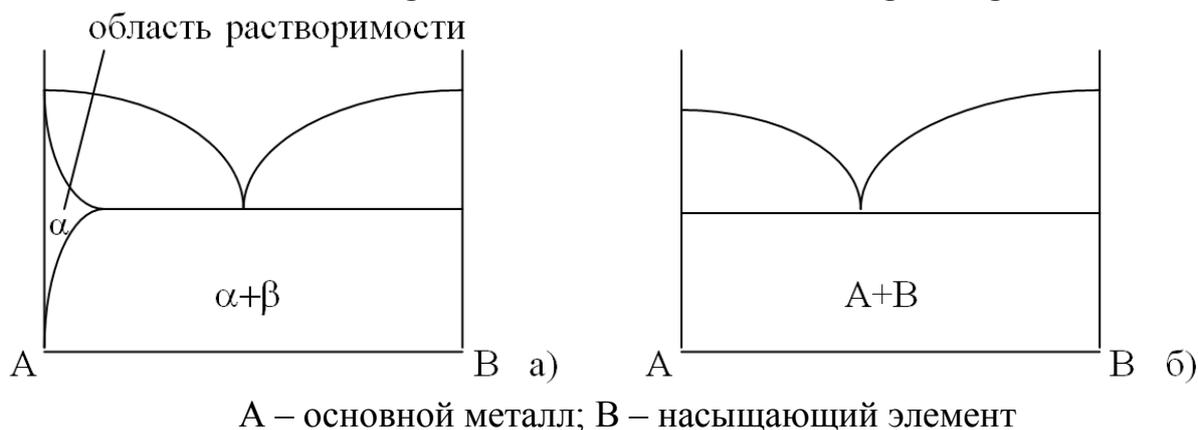
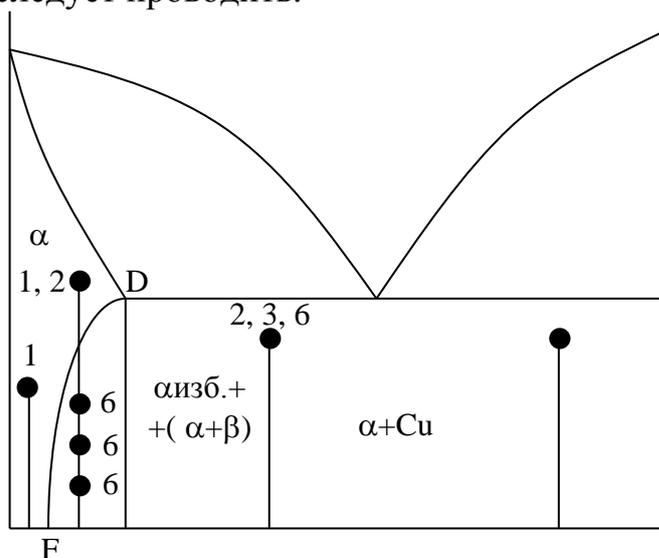


Рисунок 27 - Двойные диаграммы состояния для компонентов, образующих а) ограниченный твердый раствор, б – механическую смесь

Лекция 15. Диаграммы состояния термической обработки. Отжиг 1 рода

Диаграммы состояния показывают, каким видам термической обработки, в принципе, может быть подвергнут данный сплав и в каких температурных интервалах ее следует проводить.



1 – отжиг 1 рода; 2 – отжиг 2 рода; 3 – закалка без полиморфного превращения; 4 – закалка с полиморфным превращением; 5 – старение; 6 – отпуск

Рисунок 28 – Диаграмма состояния

Все сплавы до точки F подвергаются отжигу 1 рода, старение происходит до линии DF (рис.28).

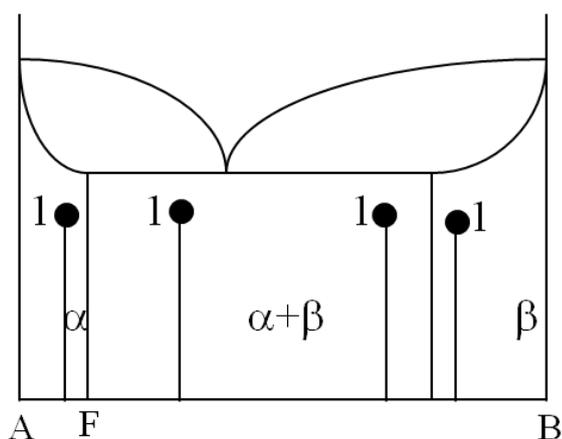
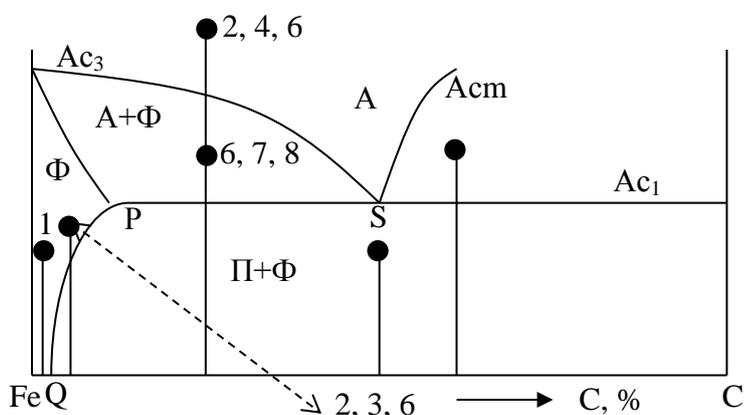


Рисунок 29 - Двойная диаграмма состояния



7 – неполная закалка с полиморфным превращением; 8 – неполный отжиг 2 рода

Рисунок 30 - Двойная диаграмма состояния

Отжиг 1 рода устраняет отклонение от неравновесного состояния, возникшее в металле от предыдущих обработок, таких как литье, обработки давлением, резанием, термической обработки и т.д. Особенность: фазовые превращения в металле как при нагреве, так и при охлаждении, как правило, отсутствуют, а если фазовые превращения все-таки имеются в сплаве, то они не оказывают существенное влияние на результаты отжига 1 рода.

Различают 3 вида отжига:

1. **Гомогенизирующий** (диффузионный) отжиг используется для устранения химической микронеоднородности (ликвации) литого сплава.

2. **Рекристаллизационный** отжиг применяется для полного или частичного снятия наклепа от пластической деформации. Применяется к деформированным сплавам, то есть после обработки материала давлением.

3. Отжиг для уменьшения внутренних напряжений применяется для полного или частичного снятия остаточных напряжений, возникших в металле после любой обработки.

Основными параметрами отжига 1 рода являются температура нагрева, время выдержки. Скорости нагрева и охлаждения имеют второстепенное значение.

Лекция 16. Отжиг 2 рода

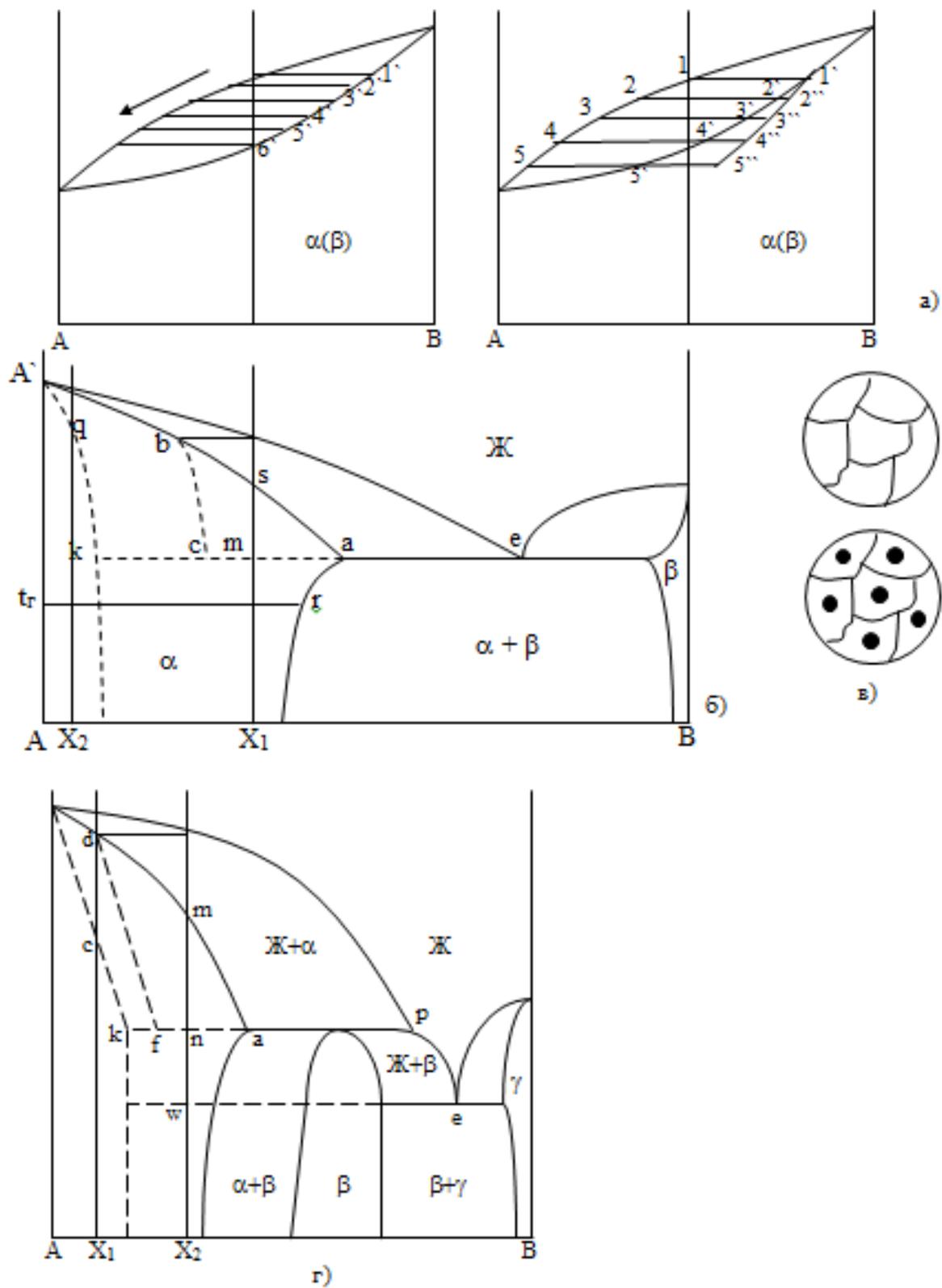
При гомогенизирующем отжиге устраняются последствия дендритной **ликвации** – химической микронеоднородности внутри зерен твердого раствора, формирующейся при неравновесной кристаллизации сплавов.

Существует 2 вида кристаллизации:

1. **Равновесная** кристаллизация происходит в условиях очень медленного охлаждения, когда диффузионные процессы в сплаве успевают пройти, и зерна имеют одинаковый химический состав во всем объеме. Дендритная или внутрикристаллическая ликвация не возникает.

2. **Неравновесная** кристаллизация происходит в реальных производственных условиях, когда из-за ускоренного охлаждения диффузия твердой фазы не успевает пройти до конца, а это, в свою очередь, приводит к двум отклонениям от равновесной структуры: 1) неравномерности химического состава зерен – ликвации; 2) отклонению структуры и химического состава фаз и появлению эвтектики или эвтектоида, которых нет на диаграмме фазового равновесия.

Рассмотрим неравновесную кристаллизацию твердого раствора, которая представляет большой практический интерес. В сплаве X (рис.31) после некоторого охлаждения расплава образуются кристаллы твердого раствора состава точки 1. Эти кристаллы растут при охлаждении сплава в интервале кристаллизации. Состав последовательно кристаллизующихся слоев при любой температуре определяется соответствующей точкой по кривой равновесного солидуса, например, точкой 1 при t_1 и точкой 2' при t_2 . Следовательно, с понижением температуры образуются слои кристалла, все более богатые компонентом, понижающим точку ликвидуса. В равновесных условиях при любой температуре в интервале кристаллизации точка на линии солидуса определяет химический состав по всему объему твердого раствора, а не только в поверхностном слое кристаллов. Например, при температуре t_2 кристаллы твердого раствора должны иметь состав точки 2' по всему объему. Для этого прежде всего необходима выравнивающая



а - равновесная кристаллизация при очень медленном охлаждении (диаграмма состояния системы Cu-Al); б) неравновесная кристаллизация (диаграмма состояния системы Cu-Sn); в) темная область – область обогащенная компонентом А, светлая область – область, обогащенная компонентом В

Рисунок 31 - Неравновесная кристаллизация твердого раствора

Но одной такой диффузии недостаточно, чтобы привести твердую фазу в равновесное состояние. Например, кристалл, сердцевина и поверхность которого ранее имели составы точек 1 и 2', в окончании выравнивающей диффузии при t_2 будет иметь промежуточный состав, лежащий правее точки 2'. Кроме выравнивающей диффузии внутри твердой фазы, необходимо межфазовое взаимодействие расплава и кристаллов, которое приводит к дополнительному обогащению твердого раствора компонентом расплава так, чтобы состав по всему объему твердой фазы соответствовал точке 2' на линии солидуса.

В реальных условиях кристаллизации, при непрерывном понижении температуры, выравнивающая диффузия внутри твердой фазы полностью не успевает проходить. Неоднородный по составу раствор можно охарактеризовать средней концентрацией, которая должна лежать правее солидуса. Например, при t_2 средний состав твердой фазы может характеризоваться точкой 2''. Состав поверхностного слоя кристалла при t_3 определяется точкой 3', а средний состав всей твердой фазы должен быть промежуточным между составами точек 2'' и 3'. Этот средний состав при t_3 характеризуется точкой 3''. Если через точки 1', 2'' и 3'' провести кривую, то она будет описывать изменение среднего состава неоднородного твердого раствора при определенной скорости охлаждения.

Кристаллизация твердого раствора заканчивается тогда, когда его средний состав совпадает с составом сплава.

Равновесная кристаллизация сплава X заканчивается при температуре t_4 в точке 4'. В неравновесных условиях средний состав твердого раствора при этой температуре (точка 4'') не совпадает с составом сплава. Отношение $4'4''/4_4$ характеризует относительное весовое количество неравновесной жидкой фазы при t_4 . Неравновесная кристаллизация будет продолжаться ниже температуры t_4 до тех пор, пока средний состав фазы не совпадет с составом сплава в точке 5''. В этот момент поверхностный слой кристалла имеет состав точки 5'. Если диффузия в твердой фазе полностью подавлена, то кристаллизация закончится при температуре плавления компонента B.

Каждый сплав при определенной скорости охлаждения и соответственно определенной полноте прохождения диффузионных процессов характеризуется своей линией изменения среднего состава твердого раствора и соответственно своей температурой неравновесного солидуса.

Между линиями равновесного и неравновесного солидуса имеется не только количественная разница в температурах, но и важное качественное различие. Линия равновесного солидуса обладает двумя функциями: во-первых, она является геометрическим местом точек температур конца кристаллизации сплавов и, во-вторых, она одновременно является геометрическим местом точек состава твердой фазы, равновесной с жидкой фазой в интервале кристаллизации. Линия неравновесного солидуса является только геометрическим местом точек температур конца кристаллизации сплавов в конкретных условиях охлаждения. Следовательно, нельзя, как это делают,

определять по линии неравновесного солидуса системы средний состав твердого раствора, сосуществующего с жидкой фазой.

В результате неравновесной кристаллизации твердого раствора химический состав в сечении каждого кристаллита оказывается переменным. Кристаллиты твердого раствора обычно растут в виде дендритов. Оси дендритов, образовавшихся при более высокой температуре, обогащены компонентом, повышающим точку солидуса, а оси и межосные пространства, образовавшиеся при более низких температурах, обогащены компонентом, понижающим точку солидуса. Вследствие разной травимости участков твердого раствора с разной концентрацией на шлифе выявляется неоднородность по химическому составу каждого зерна. Образование неоднородности по химическому составу внутри кристаллитов раствора называется, как известно из курса металлографии, **внутрикристаллитной** или **дендритной ликвацией**.

В системах эвтектического (рис.31, б) и перитектического (рис.31. г) типов дендритная ликвация приводит к более сильным (по сравнению со сплавами в непрерывном ряду твердых растворов) отклонениям структуры от равновесного состояния. В малолегированных сплавах неравновесная кристаллизация протекает так же, как и в системе с непрерывным рядом твердых растворов. При ограниченной диффузии в твердой фазе затвердевание сплава X_2 (рис.31, б) заканчивается в точке q , когда средний состав твердого раствора совпадает с составом сплава.

В более легированном сплаве X_1 средний состав твердого раствора при неравновесной кристаллизации изменяется по кривой bc . Новым является то, что средний состав твердого раствора не попадает на фигуративную прямую (ординату) сплава выше эвтектической или перитектической температуры. Равновесная кристаллизация сплава X_1 должна закончиться в точке s . В неравновесных условиях ниже температуры точки s в сплаве X_1 состав жидкого раствора изменяется вплоть до эвтектической (e) или перитектической точки (p), а состав периферийного слоя первичных α -кристаллов до точки a . Следовательно, в сплаве X_1 закристаллизуется эвтектика или по перитектической реакции образуется фаза β . Неравновесная кристаллизация сплава X_1 заканчивается при температуре m .

Таким образом, в результате дендритной ликвации в сплаве, находящемся левее точки предельной растворимости (точка a), то есть в области твердого раствора на диаграмме состояния, по эвтектической или перитектической реакции образуется неравновесная вторая фаза. Концентрация, соответствующая точке k , является границей, правее которой в данных неравновесных условиях вторая фаза кристаллизуется из расплава. Между точками k и a проводят пунктир (рис.31, г), являющийся продолжением эвтектической (перитектической) горизонтали за точку предельной растворимости. Неравновесная кристаллизация в сплавах типа X_2 должна заканчиваться ниже пунктирной горизонтали, но степень переохлаждения в обычных условиях сравнительно невелика и ею можно пренебречь при

определении температур конца неравновесной кристаллизации по диаграмме состояния.

Если в сплаве в равновесных условиях должна образоваться вторая фаза, то в неравновесных условиях ее количество увеличится.

Положение концентрационной границы появления второй фазы из расплава (точки k) зависит от скорости охлаждения. В равновесных условиях эта граница совпадает с точкой предельной растворимости при эвтектической или перитектической температурах (с точкой a на рис. 31, в, г). с увеличением скорости охлаждения концентрационная граница появления второй фазы сдвигается в сторону основного компонента из-за подавления выравнивающей диффузии в твердом растворе и при полном отсутствии такой диффузии совпадает с ординатой этого компонента на диаграмме состояния.

В литых сплавах типа X_2 (рис.31, в) количество неравновесной эвтектики обычно невелико и поэтому эвтектика структурно вырождается в одну фазу: α -фаза из эвтектики отлагается на дендритных ячейках (сечения ветвей дендритов) первичных α -кристаллов, сливаясь с ними, а по границам дендритных ячеек под микроскопом обнаруживаются только включения второй фазы β эвтектического происхождения.

Таблица 2 - Концентрационная граница появления второй фазы

Cu-Al	a	Cu-Sn	A
По диаграмме	5,7%	По диаграмме	13,5%
Быстрое производственное охлаждение	0,1%	В реальных условиях	4,0%

Кроме перечисленных выше отклонений от равновесной кристаллизации возможны и другие. Например в сплаве X_2 (рис.31, г) при ускоренном охлаждении перитектическая реакция часто не успевает полностью совершиться и оставшаяся жидкая фаза меняет свой состав по линии p_1 . В результате в сплаве X_2 при температуре точки w образуется эвтектика $\beta+\gamma$, и сплав оказывается трехфазным ($\alpha+\beta+\gamma$). В многокомпонентных сплавах возможны весьма разнообразные отклонения от равновесия при кристаллизации: например, может появиться тройная эвтектика, резко снижающая точки плавления сплава.

Суммируя, можно отметить, что в результате неравновесной кристаллизации твердого раствора создаются следующие отклонения от равновесного состояния:

- 1) возникает внутрикристаллитная ликвация;
- 2) понижается точка солидуса сплава;
- 3) из расплава кристаллизуются избыточные фазы, которых не должно быть в равновесных условиях, и вместо однофазной образуется двухфазная или многофазная структура;

4) увеличивается количество второй фазы, если в равновесных условиях сплав был гетерогенным.

Лекция 17. Гомогенизирующий (диффузионный) отжиг

Литой сплав вследствие наличия ликвации имеет существенные недостатки в структуре по сравнению с деформированным:

1) дендритная ликвация при обработке материала давлением приводит к «строчечной» структуре, которая вызывает анизотропию свойств материала (различные свойства в разных направлениях). Если мы вырежем образец поперек образца, то его относительное удлинение $\delta \ll \delta$ продольного (рис.32).

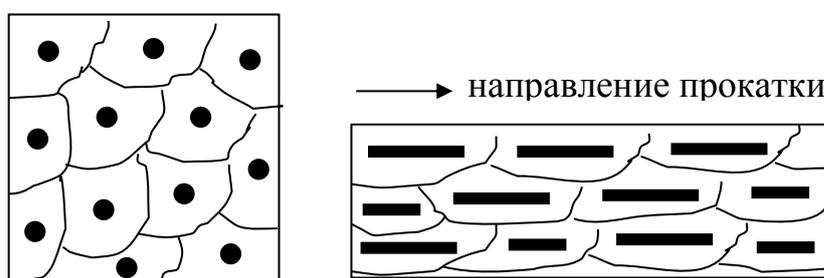


Рисунок 32 – Схема изменения структуры при прокатке

2) если в результате дендритной ликвации в структуре сплава появляется избыточная хрупкая фаза, то пластичность сплава резко уменьшается (рис. 33).

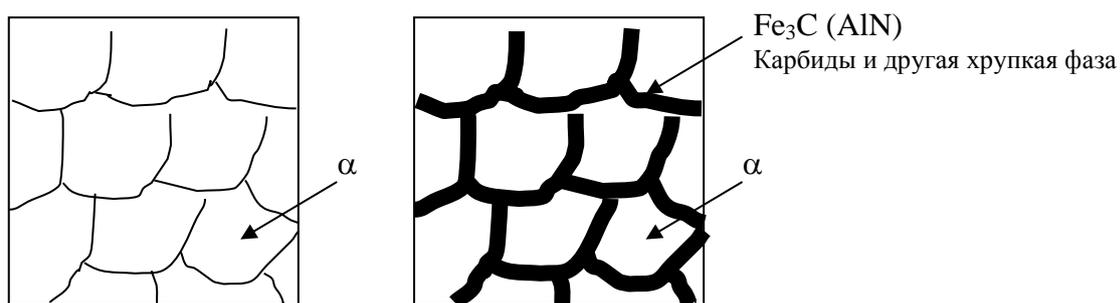


Рисунок 33- Изменение структуры сплава при появлении избыточной хрупкой фазы

3) как дендритная ликвация, так и появление неравновесной избыточной фазы снижают стойкость сплава против коррозии, то есть периферийные и центральные участки зерна, имеющие разные химический состав, образуют микрогальваническую пару.

4) структура, а следовательно, и физико-механические свойства литого сплава, имеющие дендритную ликвацию, нестабильны во времени, поэтому в сплаве самопроизвольно идут процессы выравнивания химического состава и рассасывания избыточных хрупких фаз. Это вызывает неконтролируемые изменения свойств материала.

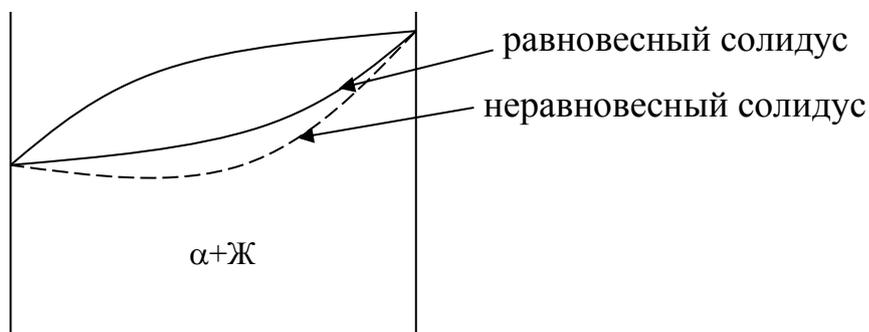


Рисунок 34 - снижение температуры солидуса при дендритной ликвации

5) дендритная ликвация снижает температуру солидуса сплава, что является крайне нежелательным при нагреве под прокатку, поковку и другие виды обработки.

Для устранения всех перечисленных недостатков литой структуры слитки или отливки подвергаются гомогенизирующему отжигу.

Основными структурными изменениями в сплаве при гомогенизирующем отжиге являются:

- выравнивание состава зерен;
- растворение избыточных или неравновесных фаз.

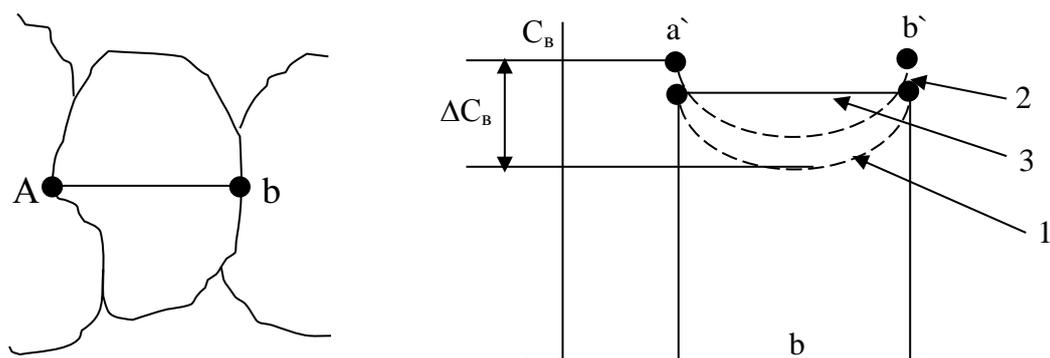


Рисунок 35 - C_B – распределение второго компонента по диаметру в пределах зерна

В основе этих процессов лежат процессы диффузии, поэтому гомогенизирующий отжиг иначе называют диффузионным.

$$T_{\text{гомог.отж.}} = (0,9 \div 0,95) T_{\text{пл.}}, \text{ К.}$$

Основной закон диффузии:

$$J = -D(\partial c / \partial x),$$

где J – поток диффундирующего вещества, то есть количество вещества, проходящего в единицу времени через единицу площади сечения;

D – коэффициент диффузии;

$(\partial c / \partial x)$ – градиент концентрации вдоль направления диффузии.

Знак “минус” в этом выражении означает, что диффузионный поток направлен в сторону уменьшения градиента концентрации.

Коэффициент диффузии D зависит от:

1) типа кристаллической решетки - в металле с плотной и симметричной решеткой диффузия идет быстрее и равномерно во всех направлениях, чем в металле с несимметричной решеткой;

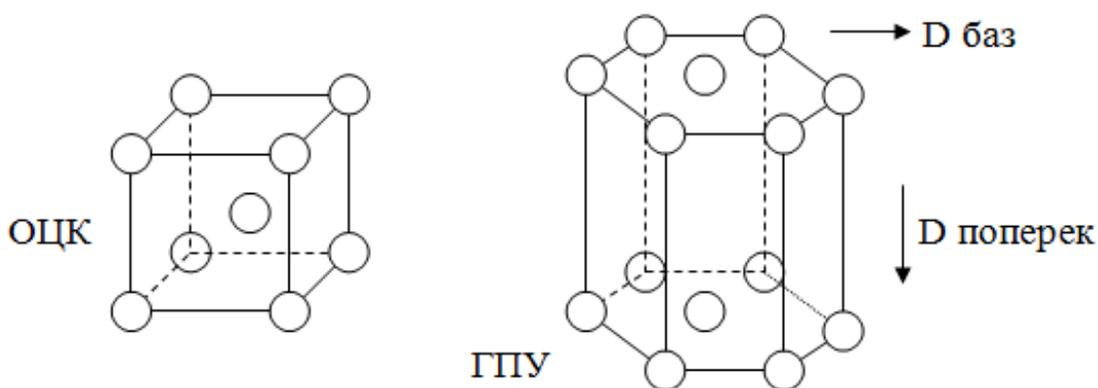


Рисунок 36 - Кристаллическая решетка

2) вида твердого раствора – энергия активации обеспечивает переход атомов из одного положения решетки в другое, и поэтому чем ниже энергия активации в твердом растворе, тем быстрее протекает диффузия.

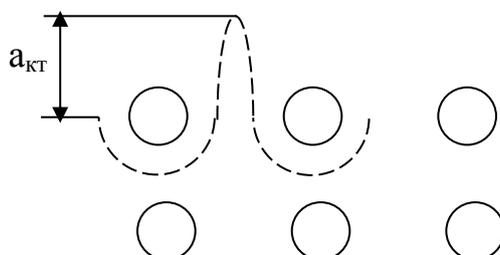


Рисунок 37 – Энергия активации

3) атомных размеров диффундирующего вещества – чем меньше атомный радиус диффундирующего вещества, тем больше коэффициент диффузии и сама диффузия.

4) температуры

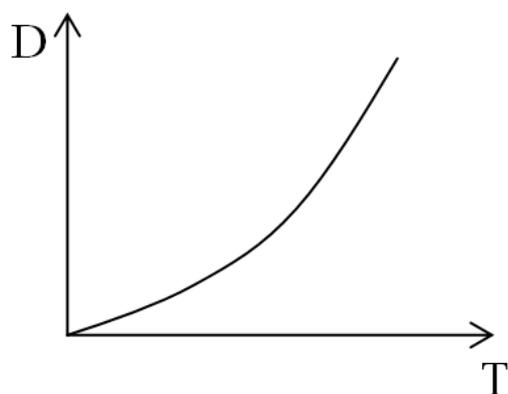


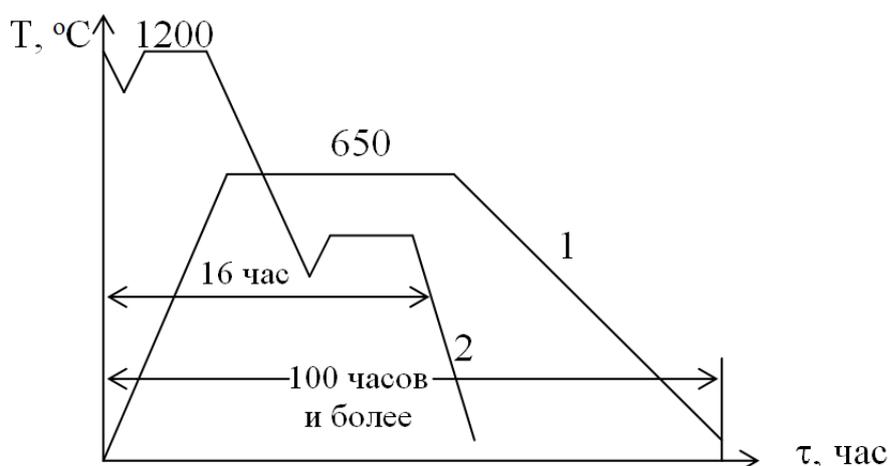
Рисунок 38 - График зависимости коэффициента диффузии от температуры

5) величины зерна – так как диффузия протекает по границам зерен, то чем меньше зерно, тем быстрее идет диффузия.

Лекция 18. Способы ускорения гомогенизирующего отжига. Изменение свойств сплава при гомогенизирующем отжиге

Гомогенизирующий отжиг – очень длительный и дорогостоящий вид термической обработки, и поэтому на производстве используются 4 вида ускорения этого отжига:

1) использование тепла слитка литой заготовки или отливки после кристаллизации;



1 – диффузионный отжиг со специальным нагревом; 2 – диффузионный отжиг с использованием тепла после литья

Рисунок 39 - Примере легированной качественной стали марки 37ХН3А

2) повышение температуры отжига до максимально возможного, но ниже фактического солидуса сплава. Такой способ ускорения намного эффективнее, чем увеличение времени выдержки, так как длительная выдержка приводит к излишнему расходу топлива, электроэнергии и неоправданному уменьшению производительности отжига;

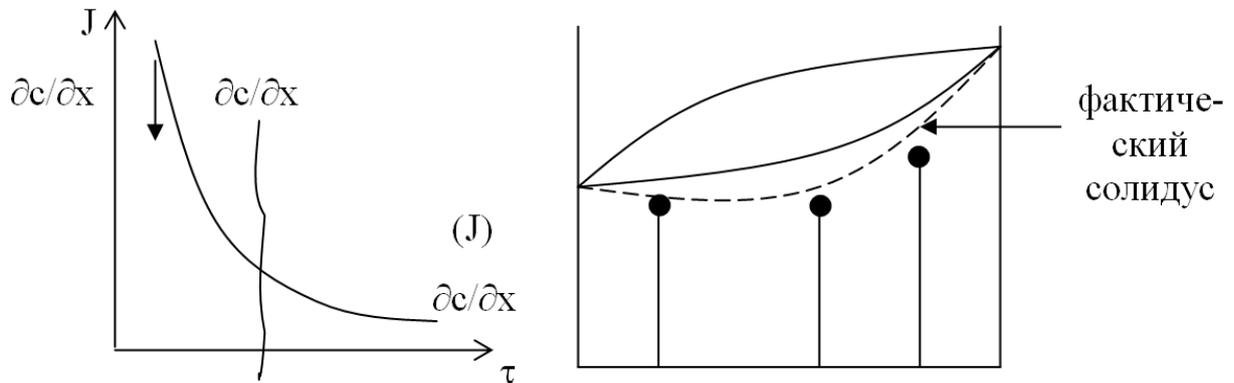


Рисунок 40 – График зависимости

3) увеличение скорости кристаллизации при затвердевании - это основано на том, что с увеличением скорости кристаллизации зерно измельчается и измельчаются избыточные хрупкие фазы и, так как скорость диффузии возрастает с измельчением структуры, то при общей мелкозернистой структуре достигается ускорение гомогенизирующего отжига;

4) измельчение структуры слитка или литой заготовки добиваются обработкой давлением, прокаткой, ковкой слитков или литых заготовок перед отжигом. При этом измельчается не только структура, но и раздробляются избыточные хрупкие фазы, следовательно происходит ускорение гомогенизирующего отжига.



а – медленная кристаллизация; б – быстрая кристаллизация

Рисунок 41 – Схема измельчения структуры

Если в результате гомогенизирующего отжига исчезает вторая хрупкая фаза, то пластичность сплава возрастает в среднем в 1,5÷3 раза (δ , ψ).

При гомогенизирующем отжиге добиваются, чтобы исчезла ($\alpha+\beta$).

Повышение пластичности сплава в результате гомогенизирующего отжига улучшает его технологичность, то есть обрабатываемость давлением, ковкость, обрабатываемость режущими инструментами.

Карбидная ликвация – неравномерное распределение карбида по объему изделия. Гомогенизирующий отжиг устраняет карбидную ликвацию, повышает стойкость инструмента.

Гомогенизирующий отжиг, устраняя или ослабляя строчечную структуру, снижает анизотропию физико-механических свойств.

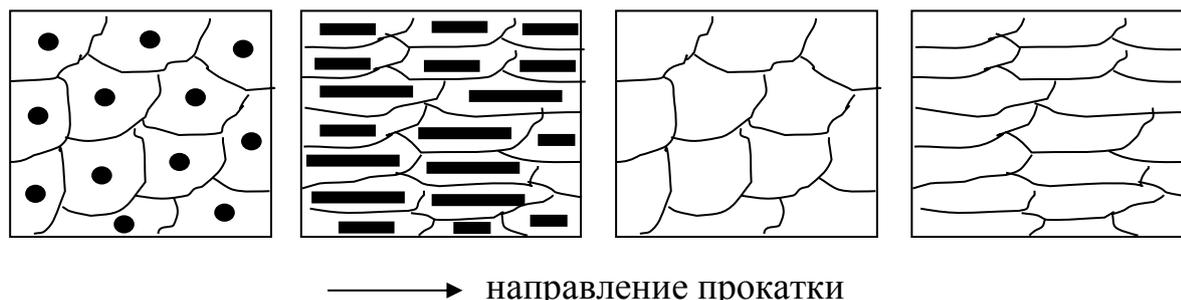


Рисунок 42 – Схема изменения структуры

Недостатки гомогенизирующего отжига:

1. Высокие температуры и длительные выдержки требуют большого расхода топлива, электроэнергии; происходит значительная потеря металла на окалину. Всё это сильно удорожает процесс обработки, следовательно, гомогенизирующему отжигу подвергаются слитки или заготовки высоколегированных сталей и сплавов ответственного назначения. Простые углеродистые стали гомогенизирующему отжигу не подвергаются.

2. Высокие температуры и длительные выдержки приводят к сильному росту зерна металла и соответствующему ухудшению физико-механических свойств.

3. Возможно изменение химического состава поверхности изделия. Часто происходит обезуглероживание.

Лекция 19. Изменение структуры металла при дорекристаллизационном и рекристаллизационном отжигах

По температуре различают:

1) рекристаллизационный отжиг – для полного разупрочнения деформированного металла путем процесса рекристаллизации;

2) дорекристаллизационный отжиг – для частичного разупрочнения путем возврата.

Все эти виды применяются после холодной обработки давлением (прокатка, волочение, прессование и т.д.).

Холодная пластическая деформация в металле вызывает структурные изменения:

- формы и размера зерен - они становятся мелкими и вытянутыми (рис. 43);



Рисунок 43 – Схема изменения структуры

- текстуры деформации – преимущественная ориентировка зерен (рис.44).
Текстура лучше всего выявляется в листовом материале.

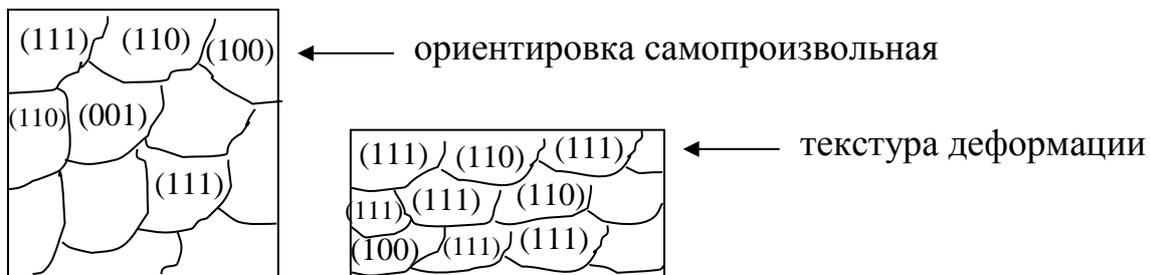


Рисунок 44 – Текстура деформации

Однокомпонентная текстура - создается при волочении. При этом с направлением волочения совпадает только кристаллографическое направление зерен, а кристаллографическая плоскость зерен занимает произвольную ориентацию относительно направления волочения.

Двухкомпонентная текстура – создается при холодной прокатке. Состоит в том, что с плоскостью прокатки (листа) совпадает определенная плоскость зерна, а с направлением прокатки совпадают определенные кристаллографические направления,

1. Волочение

- тип решетки ГЦК (Al, Cu, Ag, Au), ОЦК (Fe, V, Cr).
- текстура волочения $\langle 111 \rangle$ направление $\langle 110 \rangle$

2. Текстура прокатки (двухкомпонентная текстура)

- тип решетки: ГЦК, ГЦК
- текстура прокатки: $(110)\langle 112 \rangle$ $(100)\langle 10 \rangle$

3. Внутреннее строение каждого зерна – при холодной пластической деформации растет плотность дислокаций.

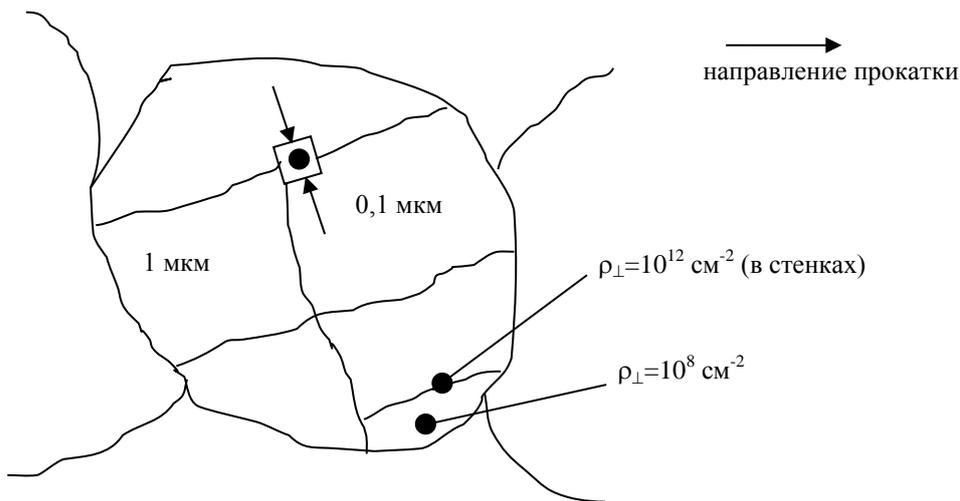


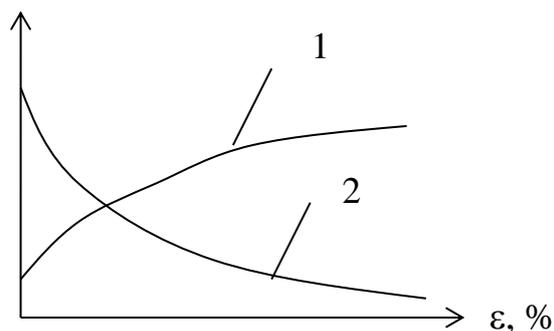
Рисунок 45 – Ячеистая структура

Увеличение плотности дислокаций и их перераспределение приводит к образованию ячеистой структуры, при которой зерно металла делится на ячейки с размерами порядка 1 мкм в поперечнике и толщиной стенок $\approx 0,1$ мкм (рис.45).

То есть происходит резкое перераспределение дислокаций, то есть дислокации скапливаются на границах ячеек.

Все эти 3 структурных изменения приводят к тому, что металл после холодной пластической деформации наклепывается (то есть упрочняется). Это, в свою очередь, приводит к изменению физико-механических, технологических свойств металла.

На рис.46 показаны зависимости различных свойств материала от степени деформации при наклепе.



1 – коэрцитивная сила, пределы прочности, текучести, твердость возрастают; 2 – магнитная проницаемость, электросопротивление, относительное удлинение, относительное сужение уменьшаются.

Рисунок 46 – График зависимости различных свойств материала от степени деформации при наклепе

Холодная пластическая деформация приводит к сильной анизотропии свойств (различные свойства в разных направлениях).

Возврат. Изменения в структуре металла при нагреве после холодного деформирования условно делят на возврат и рекристаллизацию.

Возврат охватывает все процессы, совершающиеся в металле при низких температурах и не сопровождающиеся изменениями структуры.

Различают 2 стадии возврата: **отдых** и **полигонизацию**.

Под рекристаллизацией понимают процесс образования новых равноосных зерен из деформируемой матрицы, отделенных от нее высокоугловыми границами.

Различают 3 стадии рекристаллизации:

1. **Первичная** рекристаллизация (или рекристаллизация обработки);
2. **Собирательная** рекристаллизация (рост нормального зерна);
3. **Вторичная** рекристаллизация (рост аномального зерна).

Как возврат, так и рекристаллизация приводят к разупрочнению деформированного металла.

1. Возврат: а) отдых $\approx 200^\circ\text{C}$; б) полигонизация $\approx 300\div 400^\circ\text{C}$, структура не меняется, изменяются физические свойства.

2. Рекристаллизация: а) первичная $\approx 500\div 600^\circ\text{C}$; б) собирательная $\approx 700\div 900^\circ\text{C}$; в) вторичная $> 900\div 950^\circ\text{C}$, изменяются и структура и свойства.

Отдых – процесс, который вызывает снятие части внутренних напряжений и искажений кристаллической решетки.

При отдыхе происходит частичное возвращение решетки в исходное, нормальное состояние и частичное возвращение физических свойств.

Микроструктура металла при отдыхе не изменяется. Отдых связан с уменьшением при нагреве плотности точечных дефектов.

Энергия активации отдыха $Q=0,1\div 0,7$ эВ и температурный интервал $(0,1\div 0,2)T_{пл}$, К. Коэрцитивная сила при отдыхе уменьшается, электросопротивление падает, электропроводность возрастает в 2 раза.

Полигонизация. **Полигонизация** – это процесс, происходящий при несколько большем нагреве, чем при отдыхе. Она также снимает искажение кристаллической решетки и внутренние напряжения. Однако, это уменьшение связано с уменьшением плотности дислокаций, а не вакансий, как при отдыхе:

$$Q_{отд.} \approx 0,1\div 0,7 \text{ эВ}; T_{отд.} \approx (0,1\div 0,2)T_{пл}, \text{ К}$$

$$Q_{полиг.} \approx 0,1\div 0,2 \text{ эВ}; T_{полиг.} \approx (0,25\div 0,35)T_{пл}, \text{ К}$$

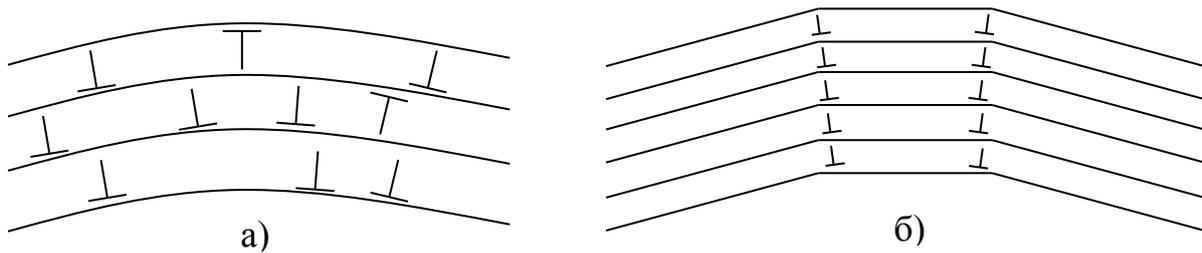
Распределение дислокаций после деформации (а) и после полигонизации (б) показаны на рис.47.

При полигонизации показатели прочности материала (предел прочности, твердость) снижаются, а показатели пластичности (относительное удлинение, относительное сужения) возрастают, но они не достигают того значения, которое было до деформации.

Скорость полигонизации зависит от:

- температуры нагрева;
- степени чистоты материала (чем чище металл, тем быстрее происходит процесс полигонизации);

- степени деформации.



а - хаотичное распределение краевых дислокаций в изогнутом кристалле;
б) – стенки из дислокаций после полигонизации

Рисунок 47 - Схема полигонизации

Лекция 20. Первичная рекристаллизация

Первичная рекристаллизация заключается в образовании и росте зерен с более совершенной структурой, окруженных высокоугловыми границами от деформированной матрицы.

Термодинамическим стимулом первичной рекристаллизации является искажение кристаллической решетки и связанное с ним внутреннее остаточное напряжение деформированного металла.

Кинетика первичной рекристаллизации характеризуется двумя параметрами:

1) n – скорость образования зародышей рекристаллизации – количество центров рекристаллизации в единице объема за единицу времени [$1/\text{см}^3\text{сек}$][$1/\text{мм}^3\text{сек}$]

2) c – скорость роста зародышей рекристаллизации – это линейная скорость перемещения растущей грани зародыша рекристаллизации [$\text{см}/\text{сек}$][$\text{мм}/\text{сек}$]

n и c сильно зависят от степени деформации (рис.48).

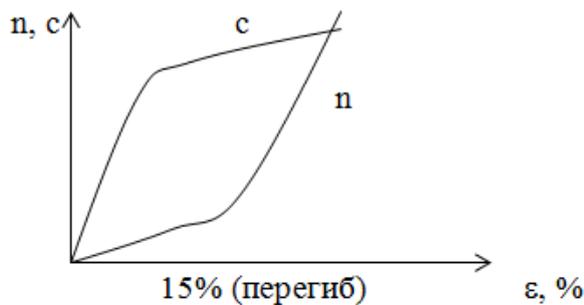


Рисунок 48 – График зависимости n и c от степени деформации

Кинетика первичной рекристаллизации при постоянной температуре описывается уравнением Аврами:

$$V\tau/V_0 = 1 - \exp(-B\tau^k),$$

где $V\tau/V_0$ – доля объема, рекристаллизованного за время τ ;

B – коэффициент, зависящий от скорости зарождения центров рекристаллизации и линейной скорости роста, то есть от температуры и степени деформации;

k – находится в интервале от 1 до 4.

Механизм образования центров рекристаллизации. Зародыши рекристаллизации образуются как на границах зерен, так и внутри их. Имеется 4 механизма зарождения центров рекристаллизации:

1) после малых и средних степеней деформации зародыши рекристаллизации образуются при продвижении готовой высокоугловой границы;

2) после больших (более 40%) степеней деформации зародыши рекристаллизации возникают путем образования новых высокоугловых границ. Причем возникшие зародыши растут в местах с очень сильной локальной деформацией зерна;

3) зародышами рекристаллизации могут быть отдельные, наиболее совершенные, субзерна в деформированной матрице;

4) зародыши рекристаллизации могут сформироваться и при групповом слиянии субзерен, которые имеют близкую кристаллографическую ориентацию.

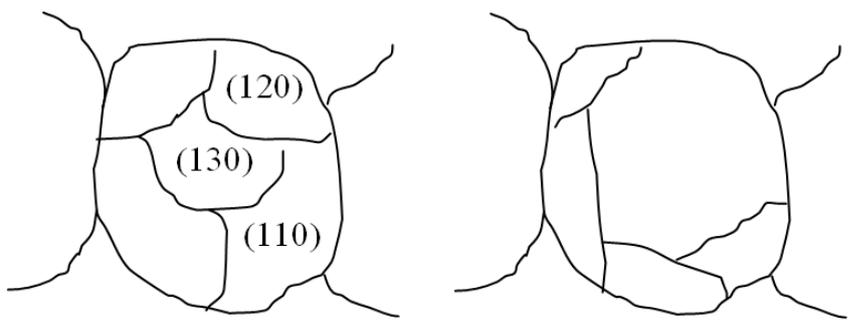


Рисунок 49 - Исчезновение границ и появление одного зерна

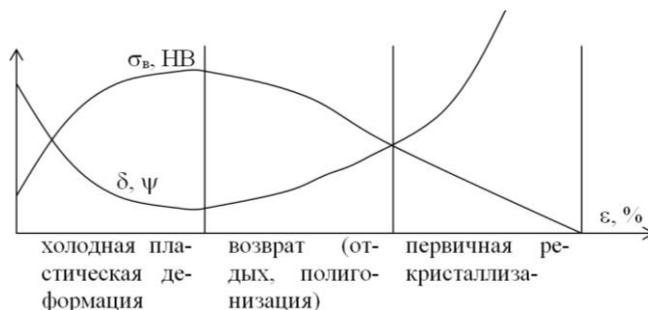


Рисунок 50 – Изменение свойств

Температура начала рекристаллизации. Минимальная температура, при которой начинается возникновение новых равноосных зерен, называется температурой начала рекристаллизации (t_p^H). Она не является физической постоянной материала и зависит от целого ряда факторов:

Температура начала рекристаллизации зависит от продолжительности отжига или нагрева. На температуру начала рекристаллизации сильно влияет чистота материала (чем чище металл, тем ниже температура начала рекристаллизации). На температуру начала рекристаллизации так же большое влияние оказывает степень деформации (чем больше степень холодной пластической деформации, тем ниже t_p^H).

Если пластическая деформация происходит выше температуры рекристаллизации, то это горячая деформация, если ниже температуры рекристаллизации – холодная.

Рассмотрим пример со свинцом и вольфрамом. Температура плавления свинца 327°C . температура плавления вольфрама 3340°C .

$$t_p^H = (327 + 273) * 0,4 - 273 = -33^\circ\text{C} \text{ – горячая деформация}$$

$$t_p^H = (3340 + 273) * 0,4 - 273 = 1172^\circ\text{C} \text{ – холодная деформация.}$$

Лекция 21. Собирательная рекристаллизация. Вторичная рекристаллизация

Нормальный рост зерна. Собирательная рекристаллизация идет после первичной рекристаллизации и заключается в относительно равномерном увеличении среднего диаметра зерен. Движущей силой собирательной рекристаллизации является стремление стали к уменьшению запаса свободной (поверхностной) энергии, реализуемой путем сокращения общей протяженности границ при росте зерна. Крупное зерно термодинамически всегда более устойчивое, чем мелкое, так как отношение поверхности к объему значительно меньше.

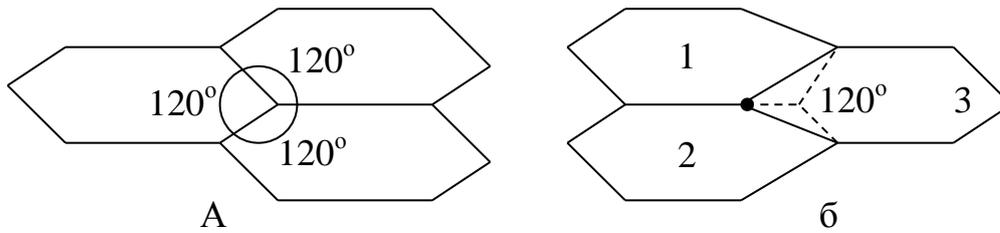
Установлено 2 механизма роста зерна:

1) границы зерен предпочтительно движутся к центрам своей кривизны, то есть зерна с вогнутыми границами поглощают зерна с выпуклыми границами;



Рисунок 51 – 1-й механизм роста зерна

2) границы зерен движутся так, чтобы приблизить контактные углы к 120° . Объясняется это тем, что структура металла будет стабильная только в том случае, когда плоские углы в стыках зерен будут равны 120° и число сторон в сечении зерна равно 6 (рис. 52). Зерна 1 и 2 будут расти за счет зерна 3.



а – стабильная структура; б – нестабильная структура

Рисунок – 2-й механизм роста зерна

Торможение нормального роста зерна, то есть собирательной рекристаллизации, может быть вызвано следующими 3 причинами:

1) дисперсными частицами второй или избыточной фазы, или сегрегацией примесей (скопление примесей по границам зерен). Формула Зегера:

$$F=2/3(\gamma f/r),$$

где F – тормозящая сила движению границы;

γ - удельная поверхностная энергия границ зерна;

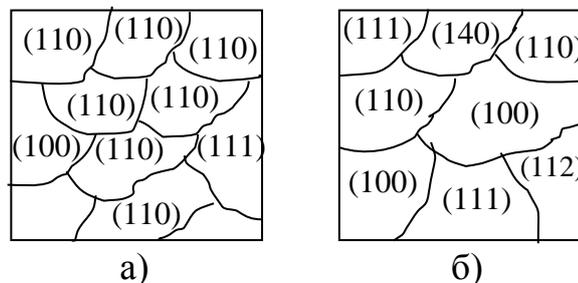
f – объемная доля включений;

r – радиус включения.

Отношение f/r дает число включений на единицу длины произвольной прямой, пересекающей объем – степень дисперсности частицы. Тормозящая сила будет выше, чем больше f и меньше r. Чем больше объемная доля включений и меньше r, тем меньше конечный размер зерна, достигаемый при отжиге $D_k \approx r/f$.

2) собирательная рекристаллизация тонколистовых материалов может быть заторможена, когда средний размер зерна в 1,5÷2 раза превышает толщину листа – эффект толщины.

3) рост зерна резко тормозится или прекращается, когда в материале имеется текстура первичной рекристаллизации. Это явление называется текстурным торможением. Оно обусловлено тем, что границы зерен с небольшой угловой разориентировкой имеют пониженную поверхностную энергию, что уменьшает скорость роста зерна.



а – есть текстура первичной рекристаллизации, зерно расти не будет; б – нет текстуры, зерно будет расти

Рисунок 52 – Текстурное торможение

Угол разориентировки выше 10° – высокоугловая границы, меньше 10° – малоугловая граница.

Вторичная рекристаллизация. Если после завершения собирательной рекристаллизации отдельные зерна имеют предпочтительные условия для роста, то при повышении температуры образуется структура, состоящая из огромного количества мелких зерен и небольшого числа крупных, а иногда гигантских зерен. Такую стадию рекристаллизации называют вторичной или аномальный рост зерна. Вторичная рекристаллизация, вызывая резко разнотернистую структуру, приводит к ухудшению механических и технологических свойств, в частности штампуемости.

На рисунке 53 показаны структуры после первичной, собирательной и вторичной рекристаллизации на примере трансформаторной стали (сплав железа с 3% кремния).

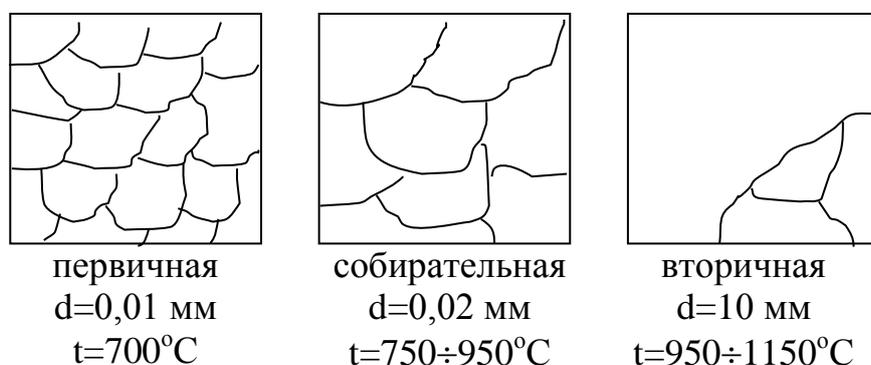


Рисунок 53 – Структура рекристаллизации

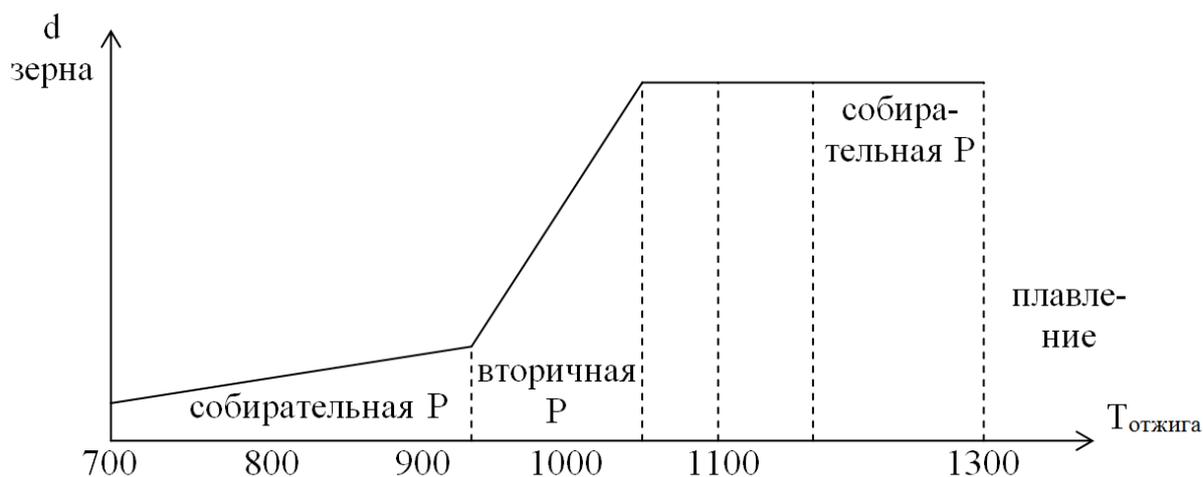


Рисунок 54 – График зависимости размера зерна от температуры отжига

Вторичная рекристаллизация протекает при соблюдении двух условий:

1) торможение собирательной рекристаллизации либо дисперсными частицами, либо текстурой первичной рекристаллизации и собирательной рекристаллизации;

2) при температурах выше температуры вторичной рекристаллизации (выше 950°C) отдельные зерна должны расти со скоростью значительно выше, чем все остальные.

Лекция 22. Размер рекристаллизованного зерна в отожженном металле

Размер рекристаллизованного зерна при отжиге зависит от следующих факторов:

1) **температура отжига** - с повышением температуры отжига размер зерна увеличивается (при постоянной выдержке). Здесь происходит собирательная рекристаллизация (рис.55).

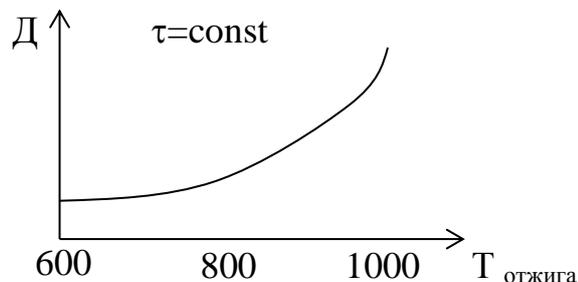


Рисунок 55 – График зависимости размера зерна от температуры отжига

2) **время отжига** – с увеличением времени отжига размер зерна возрастает с затуханием, приближаясь к предельному значению для каждой температуры отжига. Причинами уменьшения скорости заключаются в уменьшении протяженности границ зерен и зернограницной энергии, выпрямлении границ, накоплении примесей на границах.

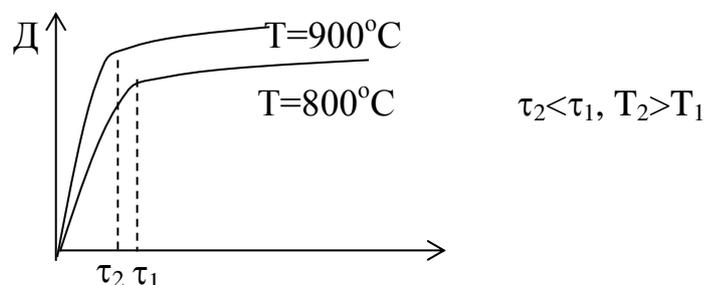


Рисунок 55 – График зависимости размера зерна от время отжига

3) **степень деформации** – при отжиге до критической деформации происходит полигонизация, а также перемещение высокоугловых границ на небольшие расстояния, составляющие всего сотые-десятые доли размера зерен. С увеличением степени деформации возрастает неоднородность наклепа разных зерен. Критическая степень деформации соответствует состоянию, когда эта неоднородность становится большой, что из-за разности в накопленной объемной энергии (g_{\perp}) соседних зерен при нагреве идет быстрая миграция отдельных границ на расстояния, соизмеримые с размерами зерна.

Слабodeформированные зерна растут за счет деформированных зерен. В области после $\epsilon_{кр}$ идет первичная рекристаллизация, образуется большое количество центров рекристаллизации и большое количество дислокаций одного знака (повышенная плотность дислокаций) (рис.56).

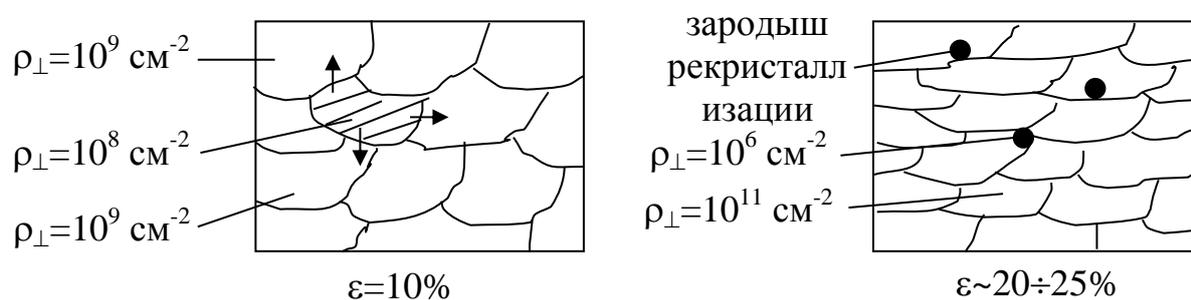


Рисунок 56 – Схема роста зерен

4) **скорость нагрева** – с увеличением скорости нагрева размер зерна уменьшается. Это зависит от полноты прохождения процессов возврата и рекристаллизации. При медленных скоростях нагрева полнее проходят процессы возврата, и поэтому рекристаллизация задерживается или смещается в область высоких температур. Чем выше нагрев, тем больше подавляются процессы возврата и более идет рекристаллизация. При скоростном нагреве скорость образования зародышей опережает скорость роста зародышей, а при печном нагреве скорость роста зародышей опережает скорость образования зародышей (рис.57).

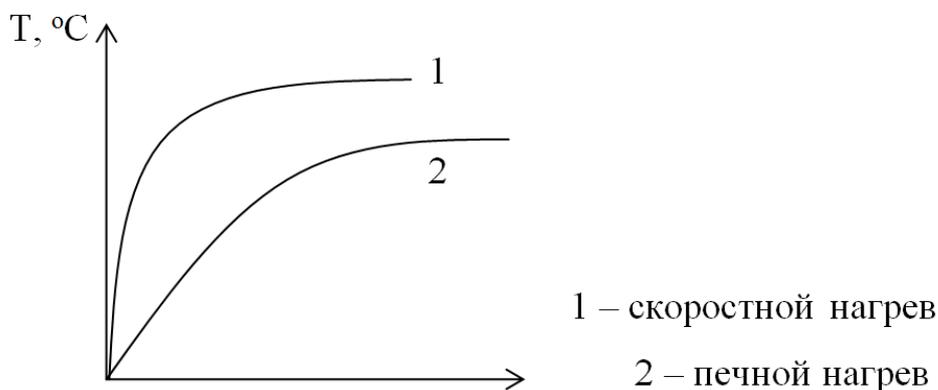


Рисунок 57 – Влияние скорости нагрева на размер зерна

5) **фазовый и химический состав сплава** – избыточные фазы задерживают рост зерна, если они затрудняют миграцию и перемещение границ зерен.

С увеличением содержания растворенных примесей размер рекристаллизованного зерна уменьшается. причина этого – торможение собирательной рекристаллизации.

Разнозернистые структуры. Размер рекристаллизованного зерна и его однородность оказывает большое влияние на технологические и физико-механические свойства металлов. Поэтому после рекристаллизационного отжига зерна металла примерно должны быть одинаковыми. Если возникает разнозернистая структура, то прокатка, штампуемость, механические свойства резко ухудшаются.

Основными формами разнозернистой структуры являются:

- равномерная, когда группы больших и мелких зерен распределены равномерно по объему или по площади листа. Причина равномерной разнозернистости – незавершенная вторичная рекристаллизация;
- зональная, когда группы больших и мелких зерен находятся в определенных зонах материала;
- строчечная – строчечное расположение неметаллических включений;
- островная, когда группы больших и мелких зерен неравномерно распределены по всему объему изделия.

Лекция 23. Назначение рекристаллизационного отжига

Для черных металлов имеется 5 разновидностей отжига:

1) **полный рекристаллизационный отжиг** – используется в трех направлениях (на рис. 58 а, б) в области 1 проводится полный рекристаллизационный отжиг):

а) как первоначальная операция перед холодной пластической деформацией для снижения твердости и увеличения пластичности материала;

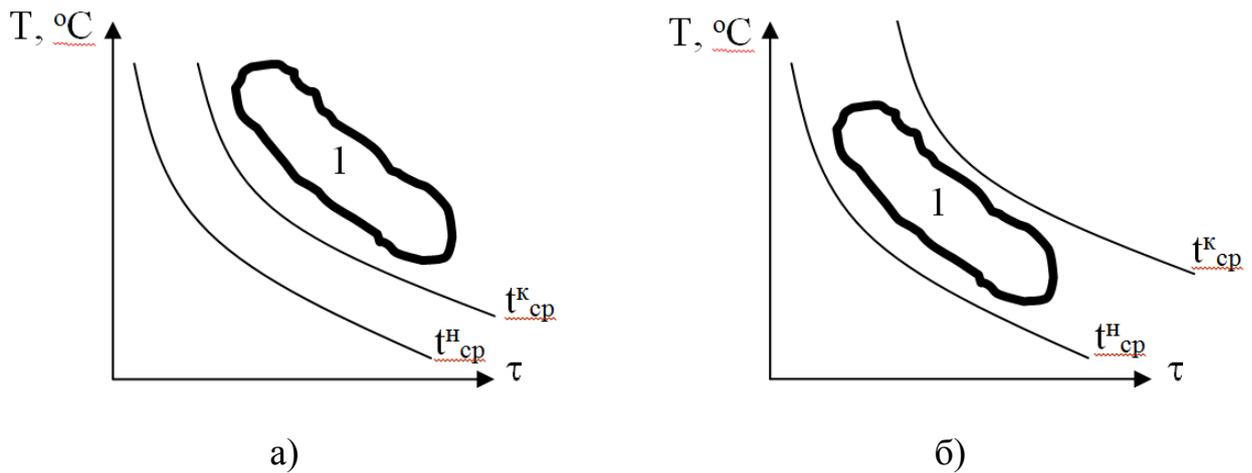
б) как окончательная операция для предания готовому изделию необходимых свойств;

2) **неполный рекристаллизационный отжиг** – проводится для частичного снятия наклепа в температурном интервале между температурами начала и конца рекристаллизации (рис.58, б);

3) **рекристаллизационный отжиг для получения ультрамелкого зерна**, необходимого для сверхпластичной деформации (выдувка под небольшим газовым давлением деталей сложной конфигурации, зерно имеет размеры менее 10 мкм) (рис. 59);

4) **рекристаллизационный отжиг для получения текстуры** – применяется для электротехнических (трансформаторных, динамных) сталей для улучшения их магнитных свойств.

5) **градиентный рекристаллизационный отжиг** – применяется для получения крупных и оттянутых зерен.



а – полный рекристаллизационный отжиг; а – неполный рекристаллизационный отжиг

Рисунок 58 - Рекристаллизационный отжиг

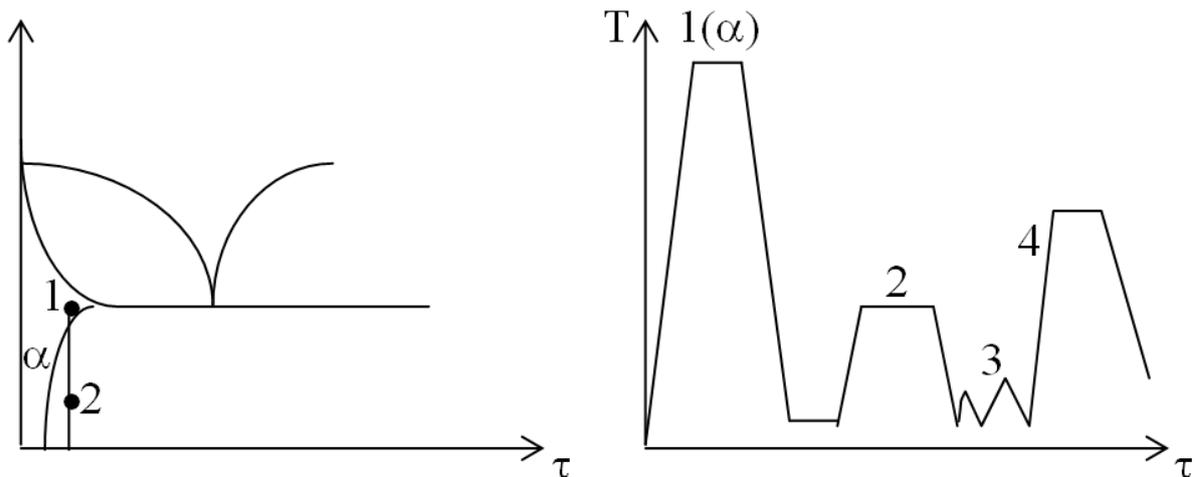


Рисунок 59 - Рекристаллизационный отжиг для получения ультрамелкого зерна

Так же на практике применяют отжиг для уменьшения внутренних напряжений. Различают внутренние напряжения трех родов:

1) внутренние напряжения **1** рода – макронапряжения, возникающие между отдельными зонами или макрочастями изделия и уравнивающиеся в объеме всего тела. Причинами возникновения являются неоднородность пластической деформации и неоднородность температуры;

2) внутренние напряжения **2** рода – микронапряжения, возникающие между отдельными зернами или в пределах отдельно взятого зерна. Их иначе называют структурными или фазовыми напряжениями. Причинами возникновения являются различие коэффициентов термического расширения разных фаз или структурных составляющих, разность удельных объемов аустенита, феррита или перлита;

3) внутренние напряжения **3 рода** – субмикроскопические напряжения, возникающие в пределах нескольких элементарных ячеек кристаллической решетки. Причинами возникновения являются искажение кристаллической решетки любыми дефектами или различными воздействиями. Атомы смещены от своего равновесного состояния в сторону вакансии, возникают напряжения 3 рода.

Какие бы напряжения не возникали в изделии, они вызывают одинаковый эффект:

- все они искажают кристаллическую решетку, что, в свою очередь, сказывается при хранении и эксплуатации изделия.

Внутренние остаточные напряжения могут возникать практически при любой обработке металла, например: при горячей пластической деформации рельса (ст 65) в процессе самой деформации и охлаждении возникают напряжения 1 рода, при переходе критических точек $A_3 \rightarrow A_1$ ($A \rightarrow P + F$) возникают напряжения 2 рода, а так как нет идеального расположения атомов в решетках, возникают напряжения 3 рода. В соответствии с названием технологического процесса различают литейные, сварочные, закалочные, штамповочные напряжения.

Используются 2 способа оценки внутренних напряжений:

1) внутренние напряжения вызывают изменение межпластинчатого расстояния в кристаллической решетке, следовательно, по относительному изменению межпластинчатого расстояния рентгеновским методом можно оценить уровень внутренних напряжений (3 рода);

2) так как любые внутренние напряжения вызывают упругие деформации, то путем измерения специальными датчиками упругих деформаций можно оценить уровень внутренних напряжений (1 и 2 родов, в частности).

Большой уровень внутренних напряжений вызывает ряд нежелательных явлений:

- под действием остаточных напряжений может произойти разрушение деталей, целых конструкций и появление распространения трещин;

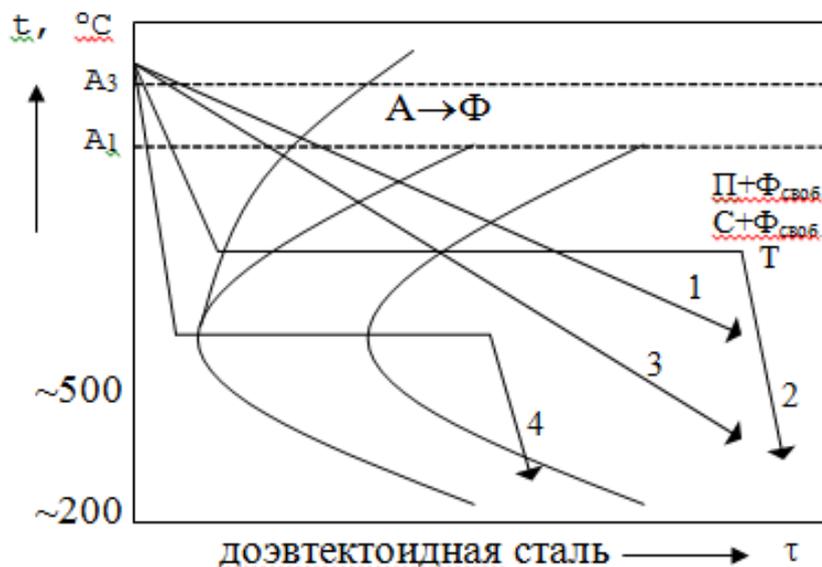
- под действием остаточных напряжений происходит необратимое изменение формы и размеров детали;

- остаточные напряжения увеличивают общую химическую активность металла и усиление коррозии.

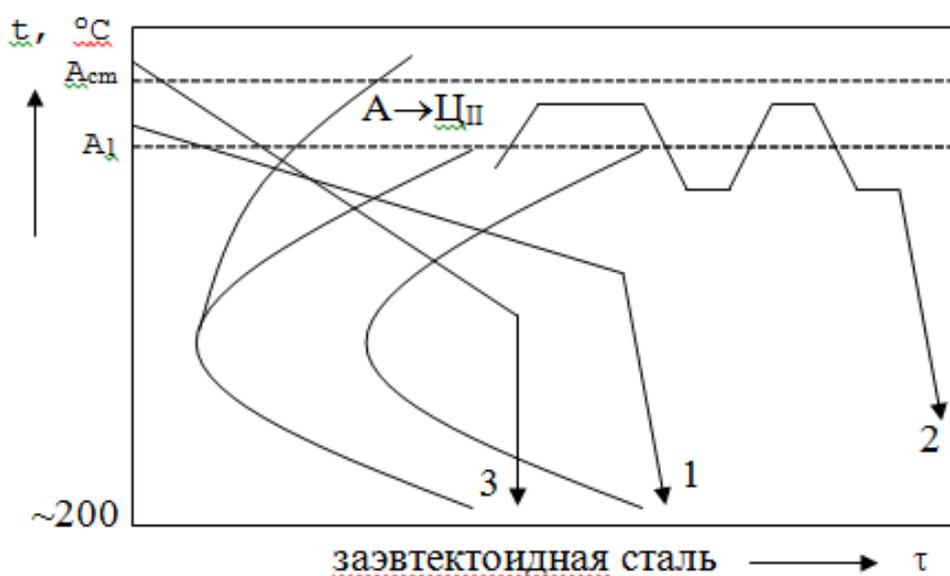
Отжиг снижает склонность изделия к хрупкому или внезапному разрушению. Повышает сопротивляемость изделий усталости, то есть знакопеременным нагрузкам. Стабилизирует размеры изделия и предотвращает коробление. Улучшает стойкость против межкристаллитной коррозии и снижает общую химическую активность металла.

Лекция 24. Отжиг 2 рода для доэвтектоидных сталей

Отжиг 2 рода – термическая обработка, при которой главным процессом является распад аустенита в области перлитного превращения с образованием структур перлита, сорбита, троостита или их смесей.



а)



б)

а - для доэвтектоидных сталей; б - для заэвтектоидной стали

Рисунок 60 – Отжиг 2 рода

Возникновение и рост этих структур зависит, в основном, от степени переохлаждения аустенита, и поэтому разновидности отжига 2 рода отличаются друг от друга степенью переохлаждения ΔT , температурой нагрева T_n , скоростью охлаждения $v_{охл}$. Основными разновидностями отжига 2 рода для доэвтектоидных сталей являются (рис.60, а):

- 1 – полный отжиг; 2 - изотермический отжиг;
 3 – нормализационный; 4 – патентирование.

Для заэвтектоидной стали (рис.60, б):

- 1 – сфероидизирующий отжиг (отжиг на зернистый перлит);
 2 – циклический или маятниковый отжиг;
 3 - нормализационный.

А. Полный отжиг заключается в нагреве доэвтектоидной стали на $20\div 40^\circ\text{C}$ выше A_{c3} , выдержке при этой температуре для окончания фазовых превращений и последующем медленном охлаждении вместе с печью со скоростью для углеродистой стали $200^\circ/\text{час}$, легированной стали - $30\div 100^\circ/\text{час}$.

Структура стали после полного отжига должна быть такой, как этого требует диаграмма состояния «железо-цементит», то есть $\Phi + \text{П}$.

Полный отжиг применяется для решения трех задач:

1) устранение крупнозернистой, видманштеттовой и полосчатой структур (рис.61), возникших от предыдущих обработок;

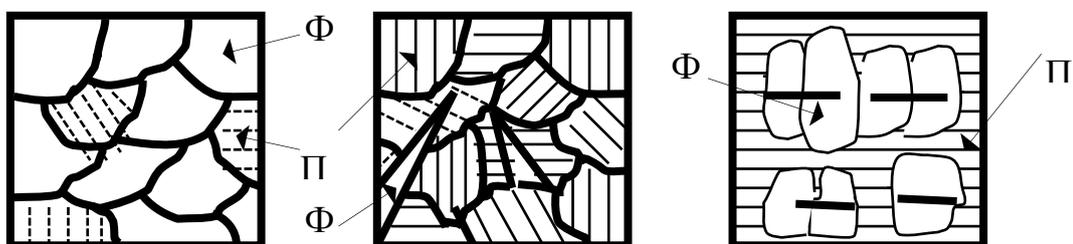


Рисунок 61 – Изменение микроструктуры

2) смягчение стали и улучшение обрабатываемости резанием путем укрупнения структуры нагревом до $950\div 1100^\circ\text{C}$. Это объясняется тем, что крупнозернистая структура способствует улучшению качества поверхности и большую ломкость стружки (особенно для вязких, мягких сталей). И, наоборот, мелкозернистая стружка делает поверхность шероховатой, плохо отделяется от листа;

3) уменьшение внутренних остаточных напряжений.

Б. Изотермический отжиг состоит в нагреве стали выше A_{c3} , выдержке при этой температуре и ступенчатом охлаждении (с переносом в другую печь) с изотермической выдержкой в интервале перлитного превращения, причем, время изотермической выдержки должно быть больше времени распада аустенита для данной температуры.

Основное назначение – смягчение стали и уменьшение ее твердости. Чем ближе изотермическая выдержка к A_{c1} , тем меньше твердость стали.

Изотермический отжиг по сравнению с полным имеет 2 преимущества:

1) при этом виде отжига уменьшается общая продолжительность термической обработки, что особенно важно для легированных сталей;

2) так как при изотермическом отжиге температура по сечению детали выравнивается и превращение по всему объему в стали протекает при

одинаковой степени переохлаждения, то образуется более однородная структура, более однородные механические и технологические свойства.

В. Нормализационный отжиг по температуре ничем не отличается от полного отжига, то есть сталь нагревается выше A_{c3} , но отличие заключается в скорости охлаждения. Если при полном отжиге охлаждение ведут вместе с печью, то при нормализационном отжиге изделия охлаждают на спокойном воздухе, то есть ускоренно.

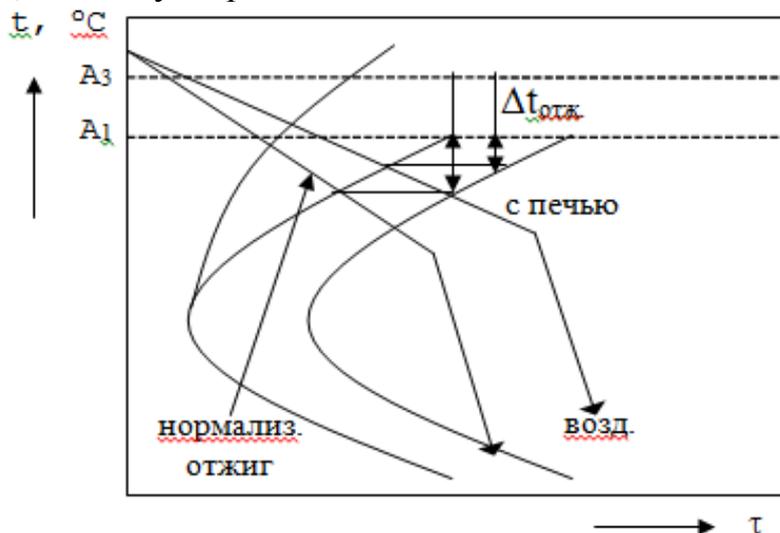


Рисунок 62 – Нормализационный отжиг

Это приводит к существенному изменению структуры, а следовательно, и свойств стали. Ускоренное охлаждение на воздухе обуславливает большее переохлаждение аустенита, что ведет к более тонкой структуре - получению сорбита, который обладает большей прочностью и твердостью. При ускоренном охлаждении на воздухе частично подавляются структурно свободные феррит и цементит, и поэтому при нормализационном отжиге формируется квазиэвтектоид (ложный эвтектоид) (рис.63).

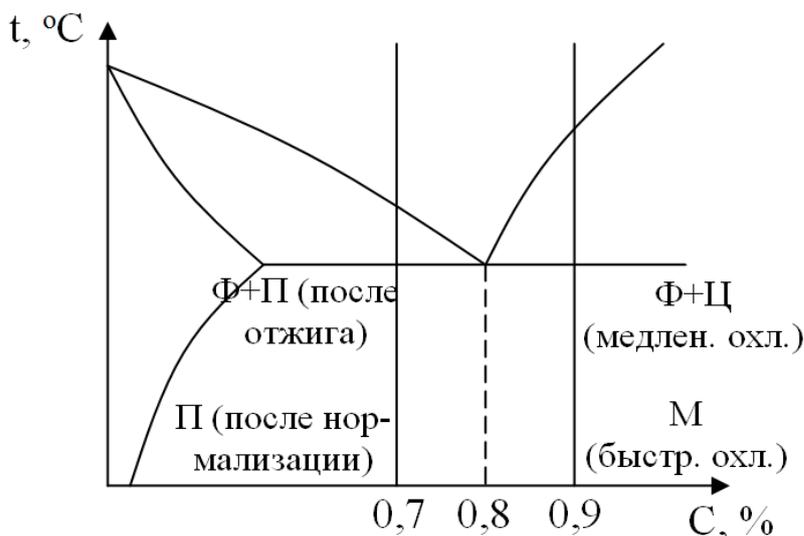


Рисунок 63 – Диаграмма фазового состояния

Нормализация применяется для решения двух задач:

1) предварительная термическая обработка для устранения крупнозернистой, видманштеттовой, полосчатой структуры, возникших от предыдущих обработок, но, так как эти задачи решаются полным отжигом, то на производстве предпочтение отдается нормализации, потому что она выгоднее;

2) нормализация как окончательная термическая обработка применяется для улучшения механических свойств отливок и строительных сталей.

Для сталей с содержанием углерода 0,45, 0,8% нельзя заменять отжиг нормализацией.

Г. Патентирование применяется для получения высокопрочной канатной, пружинной и ролльной проволоки. Патентирование выполняют путем нагрева стали до аустенитного состояния с последующим охлаждением в средах с температурами, обеспечивающими превращение переохлажденного аустенита в тонкопластинчатый перлит (сорбит) с толщиной пластинок цементита $10 \div 40$ нм и феррита $60 \div 200$ нм. Такая структура позволяет проводить волочение с высокими степенями обжатия и обеспечивает после волочения упрочнение стали с сохранением повышенной пластичности и вязкости.

Патентирование осуществляется при непрерывном движении проволоки через печь для аустенизации и патентировочную ванну для превращения аустенита.

Лекция 25. Закалка с полиморфным превращением

Закалка с полиморфным превращением – термическая обработка, где главным процессом является мартенситное превращение. Такую закалку еще называют закалка на мартенсит.

Мартенсит – пересыщенный твердый раствор углерода в α -Fe.

Закалку с полиморфным превращением можно применять к любым металлам и сплавам, в которых в процессе резкого охлаждения перестраивается кристаллическая решетка.

Существуют 2 механизма перестройки кристаллической решетки при полиморфных превращениях:

- 1) нормальный (диффузионный);
- 2) мартенситный (бездиффузионный).

Принципиальное отличие – если кристаллы при полиморфном превращении новой фазы растут путем неупорядоченного, взаимно несвязанного перехода атомов через границу, то такой механизм называют нормальным. Пример: $A_{0,8} \rightarrow П(\Phi + Ц)$; в перлите содержание углерода 0,8%, в феррите – 0,025, в цементите – 6,67.

Если же кристаллы новой фазы при полиморфном превращении растут путем упорядоченных, кооперативных и взаимно связанных переходов атомов

через границу зерна, то такое превращение называют мартенситным (сдвиговое превращение).

Особенность мартенситного превращения состоит в том, что атомы при этом перемещаются на расстояния меньше межатомных без обмена местами, следовательно, соседи любого атома в аустените остаются его соседями в мартенсите.

При быстром охлаждении $A_{0,8} \rightarrow M_{0,8}$; ГЦК \rightarrow ОЦК. При перлитном превращении отдельные атомы переходят через границу, при мартенситном превращении перемещается вся плоскость на очень маленькое расстояние, и происходит перестройка решетки из-за избыточного процентного содержания углерода.

Движущей силой мартенситного превращения, как и в случае нормального фазового превращения, является стремление к состоянию с меньшим запасом свободной энергии. Упорядоченное, кооперативное и взаимосвязанное перемещение атомов при мартенситном превращении возможно только при наличии так называемой когерентной границы между исходной фазой (А) и новой возникающей (М).

Когерентной называется такая граница между кристаллическими решетками, когда атомы пограничного слоя принадлежат одновременно и старой (исходной) и новой (возникающей) фазам, то есть между аустенитом и мартенситом нет поверхности раздела, имеется плавный переход от одной решетки к другой (плавное сопряжение двух решеток).

При исследовании структуры закаленных углеродистых сталей и безуглеродистых сплавов на железной основе выявлены два главных морфологических типа мартенсита: пластинчатый и пакетный.

Эти два типа мартенсита различаются формой и взаимным расположением кристаллов, субструктурой, а также габитусной плоскостью.

Пластинчатый мартенсит (который называют также игольчатым, низкотемпературным и двойникованным) – это хорошо известный «классический» тип мартенсита, наиболее ярко выраженный в закаленных высокоуглеродистых сталях и в безуглеродистых железных сплавах с высокой концентрацией второго компонента, например в сплавах Fe-Ni при содержании более 28%Ni. Кристаллы мартенсита имеют форму тонких линзообразных пластин. Такая форма пластин мартенсита соответствует минимуму энергии упругих искажений при образовании его в аустенитной матрице и аналогична форме механических двойников.

Габитусом пластинчатого мартенсита в зависимости от состава сплава могут быть плоскости $\{225\}_A$ и $\{259\}_A$ в системе Fe-C и $\{3,10,15\}_A$ в системе Fe-Ni.

Пластины, возникающие в первую очередь (вблизи точки M_n), проходят через все аустенитное зерно, расчлняя его на отсеки. Через границу зерна матричной фазы мартенситная пластина, как следует из механизма ее образования, пройти не может, и поэтому максимальный размер мартенситных пластин ограничен размером аустенитных зерен.

В отсеках аустенита при понижении температуры образуются новые мартенситные пластины, размер которых уже ограничен размерами отсека матрицы (схема А). По мере развития превращения аустенитное зерно расчленяется на все более мелкие отсеки, в которых образуются все более мелкие мартенситные пластины. При мелком аустенитном зерне, например при малых перегревах стали выше A_{c3} , пластины мартенсита столь мелки, что «игольчатое» строение на шлифе не видно и мартенсит называют бесструктурным. Такой мартенсит наиболее желателен.

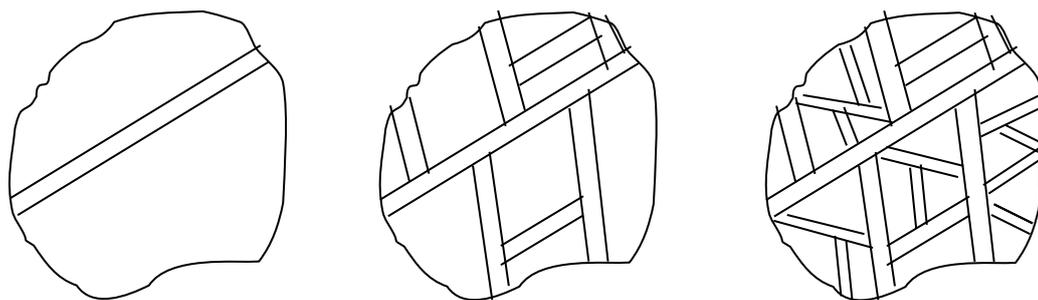


Рисунок 64 - Схема образования мартенситных пластин разной длины в одном аустенитном зерне

После закалки между пластинами мартенсита при комнатной температуре сохраняется остаточный аустенит.

В местах столкновения пластин мартенсита, растущих под углом одна к другой, могут возникать механические двойники и микротрещины. С укрупнением аустенитного зерна укрупняются пластины мартенсита и образование микротрещин в местах их столкновений усиливается.

Пакетный мартенсит (который называют также речным, массивным, высокотемпературным и недвойникованным) – это широко распространенный морфологический тип, который можно наблюдать в закаленных низкоуглеродистых сталях, большинстве конструкционных сталей, сравнительно низколегированных безуглеродистых железных сплавах, например в сплавах Fe-Ni при концентрации менее 28%Ni. Кристаллы этого мартенсита имеют форму примерной одинаково ориентированных тонких пластин, припасованных одна к другой и образующих более или менее равноосный пакет. Габитусная плоскость пластин – «реек» близка к плоскости $\{111\}_A$. Пластины речного мартенсита разделены малоугловыми границами.

Ширина пластин в пределах пакета примерно одинакова и находится в диапазоне от нескольких микрон до долей микрона (обычно $0,1 \div 0,2$ мкм), то есть может находиться на пределе разрешающей способности светового микроскопа и даже за этим пределом. Поэтому «реечные» кристаллы под световым микроскопом или совсем не видны, или же выявляются как тонкая структура пакетов. в связи с этим в качестве основного структурного элемента шлифа выступает пакет из пластин, а не отдельные очень тонкие кристаллы.

Поэтому мартенсит с такой структурой и был назван пакетным, или массивным, в отличие от игольчатого.

В конструкционных легированных сталях внутри мартенситных пакетов между кристаллами мартенсита находятся прослойки остаточного аустенита толщиной 20÷50 нм. В одном аустенитном зерне может образоваться несколько мартенситных пакетов. От зерен феррита, образующихся при нормальном превращении, пакеты мартенсита отличаются не только указанным внутренним строением, которое может не выявиться под световым микроскопом, но и изрезанными вытянутыми контурами.

Образованию пакетного мартенсита свойственны все основные отличительные признаки мартенситного превращения, в том числе и возникновение рельефа на полированной поверхности, соответствующего внутреннему реечному строению.

Просвечивающая электронная микроскопия выявила во многих сплавах весьма сложную тонкую структуру мартенситных кристаллов с большим количеством дислокаций и двойников. Такая субструктура может возникнуть двумя принципиально разными путями: во-первых, при аккомодационной пластической деформации (скольжением или двойникованием), которая является неотъемлемой составной частью механизма мартенситной перестройки решетки, и, во-вторых, при пластической деформации после образования мартенсита из-за воздействия на мартенситный кристалл окружающей упругой среды. В первом случае можно говорить о первичной субструктуре превращения, а во втором – о вторичной субструктуре деформации. Соответственно различают понятия о двойниках превращения и деформированных (механических) двойниках.

Субструктура пластинчатого мартенсита характеризуется тем, что уже под световым микроскопом в сечении пластин можно увидеть среднюю линию или, точнее, среднюю зону повышенной травимости, называемой также мидрибом.

Электронная микроскопия показала, что мидриб – это область с плотным расположением параллельных тонких двойниковых прослоек. Плоскость двойникования в мартенсите сплавов на основе железа чаще всего $\{112\}_M$. Толщина двойниковых прослоек в зависимости от состава сплава и условий образования мартенсита колеблется от нескольких десятых до десятков нанометров.

По обе стороны от средней двойникованной зоны находятся периферийные области мартенситной пластины, в которых видны дислокации с относительно небольшой плотностью ($10^9 \div 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

Поскольку субструктура и габитус кристалла зависят от характера аккомодационной деформации при мартенситном превращении, то естественно, что форма кристаллов мартенсита, их плоскость габитуса и субструктура взаимосвязаны. Так, в сплавах системы Fe-Ni отклонение габитуса от плоскости $\{3,10,15\}_A$, наблюдаемое при снижении содержания никеля от 33 до 30%, сопровождается уменьшением плотности двойников превращения $\{112\}_M$ в пластинах мартенсита и ширины зоны этих двойников, а сами пластины

становятся менее линзообразными и более зазубренными. Усложнение субструктуры пластин при отклонении габитуса от плоскости $\{3,10,15\}_A$ указывает на усложнение характера аккомодационной деформации при мартенситном превращении.

Субструктура пакетного мартенсита качественно отличается от субструктуры пластинчатого мартенсита отсутствием зоны из тонких двойниковых прослоек. Субструктура пакетного мартенсита имеет сложное дислокационное строение, для которого характерны дислокационные сплетения при высокой плотности дислокаций – порядка $10^{11} \div 10^{12} \text{ см}^{-2}$, то есть такой же, как и в металле после сильной холодной деформации. Рейки часто состоят из вытянутых слегка разориентированных субзерен. Двойниковые прослойки могут встречаться в пакетном мартенсите, но плотность их несравненно меньше, чем в мидрибе пластинчатого мартенсита, а многие рейки вообще не содержат двойников.

Субструктура остаточного аустенита отличается от субструктуры исходного аустенита большей плотностью несовершенств, возникающих при локальной пластической деформации аустенита под действием мартенситных кристаллов. В аустените вблизи мартенситных кристаллов наблюдаются плоские скопления дислокаций, дислокационные сплетения и дефекты упаковки.

Упрочнение при закалке. Характерной особенностью мартенсита является его высокая твердость и одновременно большая хрупкость. Это объясняется следующими причинами:

- 1) пересыщенностью решетки мартенсита атомами углерода, которые сильно искажают решетку и создают внутренние напряжения 2 рода;
- 2) высокой плотностью дислокаций в мартенсите в процессе превращения $A \rightarrow M$;
- 3) образованием на дислокациях атмосфер Котрелла из атомов углерода и азота;
- 4) выделением из мартенсита мельчайших дисперсионных частиц (карбидов).

Основная причина большой хрупкости мартенсита – это малая подвижность дислокаций в мартенсите из-за присутствия атомов углерода и азота. Если углерод и азот вывести из мартенсита, то такой безуглеродистый и безазотистый мартенсит обладает высокой пластичностью. На этом основано мартенситно-стареющих сталей, у которых требуются высокие прочность и пластичность ($X18K8MT$, $M \rightarrow MoTi$, $CrTi$ – интерметаллидные соединения).

Лекция 26. Критическая скорость охлаждения. Прокаливаемость. Закалочные среды

Чтобы закалить сталь, ее необходимо охладить со скоростью не меньшей, чем критическая скорость, которая зависит от устойчивости аустенита

переохлажденного. Чем устойчивее аустенит против распада, то есть чем правее С-кривые, тем меньше критическая скорость.

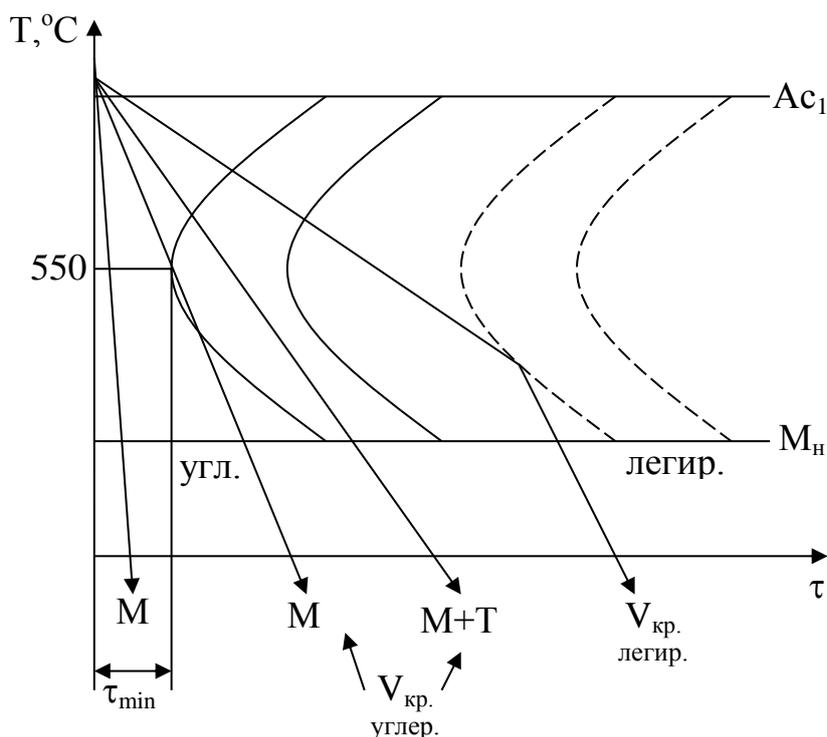


Рисунок 65 – Кривые охлаждения

На критическую скорость закалки влияют:

1) все легирующие элементы, растворимые в сталях, уменьшают критическую скорость охлаждения, так как они увеличивают инкубационный период;

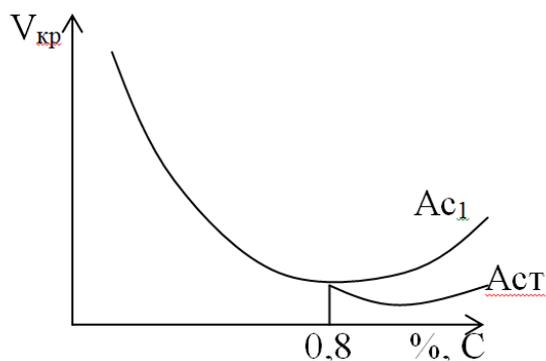
2) все легирующие элементы, находящиеся в виде избыточных фаз (карбиды, нитриды, сульфиды и др.), увеличивают критическую скорость охлаждения, так как ускоряют распад аустенита;

3) на величину критической скорости закалки значительное влияние оказывает величина зерна: чем крупнее и однороднее зерно аустенита, тем меньше критическая скорость охлаждения, поэтому повышение температуры или/и вызывает рост зерна аустенита;

4) в углеродистых сталях с увеличением содержания углерода до 0,8% критическая скорость охлаждения уменьшается, после 0,8%С происходит незначительный рост критической скорости охлаждения (если закалить выше A_{c1}) (рис. 66).

Закаливаемость – способность стали повышать твердость при закалке, поэтому закаливаемость характеризуется максимальным значением твердости, зависит в основном от содержания углерода (чем больше процентное содержание углерода, тем больше закаливаемость), а легирующие элементы практически не влияют на величину закаливаемости.

Прокаливаемость – глубина проникновения закаленной зоны со структурой 100% мартенсита или мартенсит+троостит (50:50). Она измеряется в миллиметрах, сантиметрах. Зависит от величины критической скорости охлаждения (чем меньше критическая скорость охлаждения, тем больше прокаливаемость), поэтому все факторы, которые уменьшают критическую скорость закалки, увеличивают прокаливаемость.



$$V_{кр} = (Ac_1 - t_{мин}) / (1,5 \tau_{мин}), \text{ } ^\circ\text{C/сек}$$

$$Ac_1 = 730^\circ\text{C} \text{ (для стали марки У8)}$$

$$t_{мин} = 550^\circ\text{C}$$

Рисунок 66 – График зависимости критическая скорость охлаждения от содержания в стали углерода

Закалочные среды. Необходимая скорость охлаждения при закалке выбирается исходя из диаграммы изотермического распада аустенита для данной стали (рис.67).

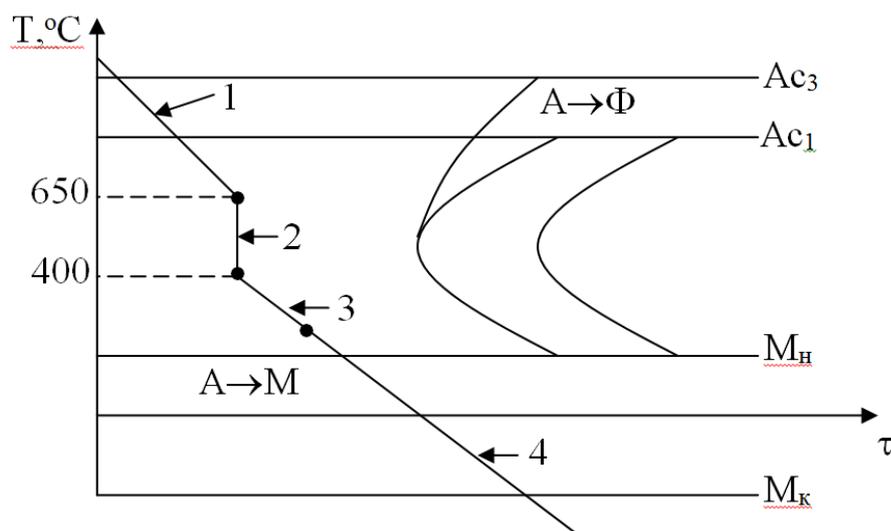


Рисунок 67 - Диаграмма изотермического распада аустенита

Для углеродистых сталей:

1) от Ac_3 до 650°C устойчивость аустенита достаточно высокая, и поэтому сталь в этом интервале можно охлаждать относительно медленно;

2) при $650 \div 400^\circ\text{C}$ устойчивость аустенита минимальна, поэтому скорость охлаждения должна быть высокая в этом интервале;

3) от 400°C до M_n для данной стали снова начинается зона относительной устойчивости аустенита, поэтому сталь можно охлаждать медленно;

4) в интервале температур между M_n и M_k необходимо иметь медленное охлаждение для предотвращения больших термических и структурных напряжений, которые вызывают образование трещин.

Таким образом, идеальная кривая охлаждения: $1 \rightarrow 2 \rightarrow 3 \rightarrow 4$, но охлаждающей жидкости для этого нет.

Механизм действия закалочных сред представлен на рисунке 68. При закалке деталей в кипящих жидкостях различают 3 периода охлаждения, характеризующиеся различной интенсивностью охлаждения. При погружении деталей в охлаждаемую жидкость на ее поверхности образуется пленка перегретого пара – паровая рубашка, которая плохо проводит тепло, поэтому в этом периоде скорость охлаждения сравнительно невелика. Этот период называется пленочным кипением.

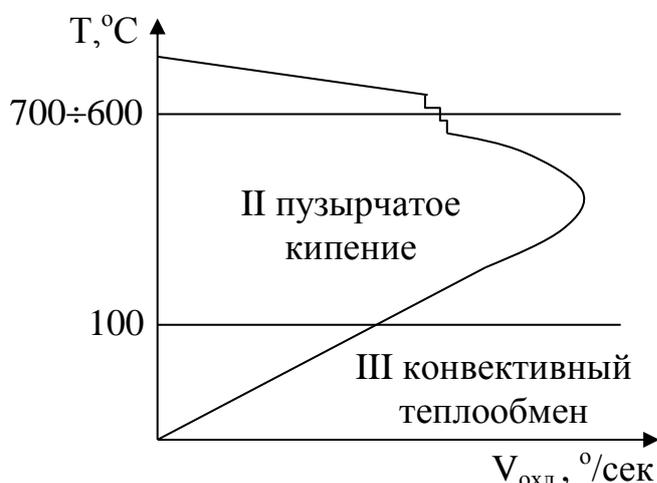


Рисунок 68 - Механизм действия закалочных сред

Вторая стадия охлаждения – пузырьчатое кипение, оно наступает, когда паровая рубашка разрушается и жидкость начинает кипеть с выделением пузырьков пара.

Третья стадия наступает, когда температура поверхности детали охладится ниже температуры кипения жидкости, жидкость перестает кипеть и охлаждение снова станет медленным – период конвективного теплообмена.

Вывод: закалочная жидкость охлаждает тем равномернее и интенсивнее, чем шире второй интервал охлаждения, тем выше температура (более 700°C).

В качестве охлаждающей жидкости применяется вода, масло, воздух и т.д.

Лекция 27. Способы закалки

Под способами закалки подразумеваются приемы охлаждения при закалке, причем оптимальный способ выбирается в зависимости от химического состава, углерода, формы и размеров деталей и необходимых свойств.

1 – закалка в одном охладителе (непрерывная). Простая форма деталей. Углеродистые стали охлаждаются в воде, легированные – в масле.

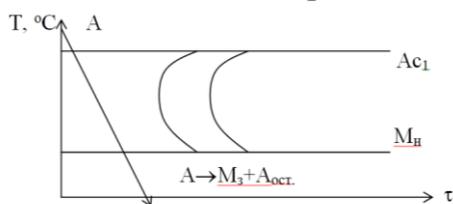


Рисунок 69 - Закалка в одном охладителе

2 – закалка с подстуживанием (через воду в масло). Подстуживание – уменьшение возникновения напряжений). Для деталей сложной формы.

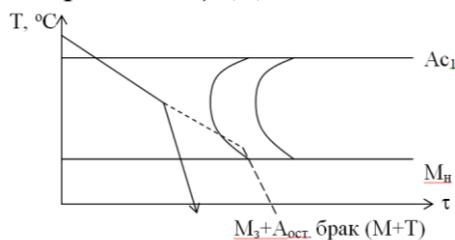


Рисунок 70 - Закалка с подстуживанием

3 – струйчатая закалка. Душирование и обрызгивание поверхности деталей интенсивной струей воды. Закалка движущихся прокатных изделий или части детали.

Достоинства заключаются в обеспечении более глубокой прокаливаемости, так как паровая рубашка на поверхности не образуется.

4 – закалка в двух средах. Сущность заключается в том, что деталь сначала охлаждают энергичным охладителем – в воде, а затем для окончательного охлаждения переносят в менее действующий охладитель – а масло. Быстрое охлаждение в воде предотвращает перлитный распад аустенита, а последующее – уменьшает закалочное напряжение.



Рисунок 71 - Закалка в двух средах

5 – закалка с самоотпуском (прерывная). Сущность заключается в охлаждении детали в закалочной среде, прерывают с тем, чтобы в сердцевине изделия сохранилось некоторое количество тепла. Из-за этого температура поверхностных зон увеличивается и сравнивается с температурой сердцевины – происходит самоотпуск поверхности. Закалку с самоотпуском применяют при термической обработке ударного инструмента, при закалке движущегося проката; на практике проводят по цветам побежалости, появление которых в интервале температур $200\div 300^{\circ}\text{C}$ объясняется возникновением тонкого окисного слоя, цвет зависит от толщины.

Таблица 3 - Закалку с самоотпуском

Цвет побежалости	Температура, $^{\circ}\text{C}$	Толщина слоя, мм
Соломенно-желтый	$220\div 240$	0,045
Оранжевый	$240\div 260$	0,055
Красно-фиолетовый	$260\div 280$	0,065
Синий	$280\div 300$	0,070

Нагретая до температуры закалки деталь охлаждается в горячей среде (соляной ванне), температура $180\div 250^{\circ}\text{C}$, которая больше температуры начала образования мартенсита. Выдерживают недолго при этой температуре, затем деталь охлаждают на воздухе.



Рисунок 72 - Струйчатая закалка (6-я)

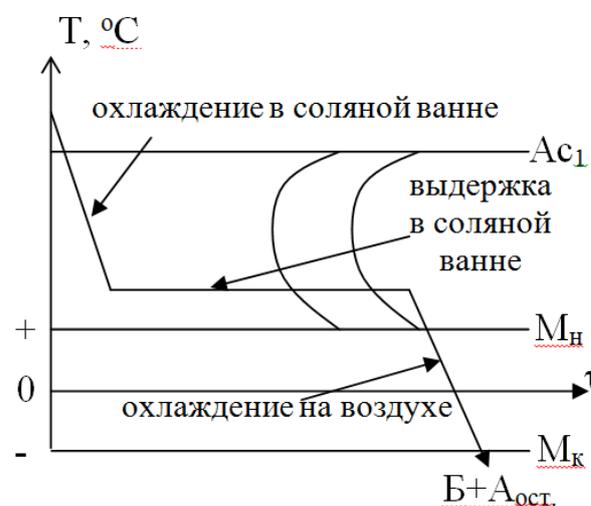


Рисунок 73 – Изотермическая закалка (бейнитная) (7-я)

Достоинства 6 и 7 способов закалки:

1) при выдержке в горячей среде достигается выравнивание температур по всему сечению изделия, поэтому мартенситное превращение протекает одновременно по всему объему, в результате чего резко уменьшается опасность возникновения трещин;

2) во время мартенситного превращения снижается прочность и резко возрастает пластичность стали. Это явление используется для правки длинных и тонких изделий, склонных к короблению.

Недостаток – малая скорость охлаждения в горячей среде, поэтому эти способы закалки применимы только для мелких деталей.

8 – обработка холодом или закалка в области отрицательных температур заключается в охлаждении закаленной стали, в структуре которой имеется остаточный аустенит, до температуры ниже 0°C.

Таблица 4 – Обработка холодом

Операция	Состав	Твердость	C, %
Закалка	70%M ₃ +30%A _{ост.}	55	
Охлаждение	95%M ₃ +5%A _{ост.}	65	0,6

Обработка холодом применяется для:

- 1) увеличения твердости и износостойкости режущего, измерительного и штампового инструмента;
- 2) восстановления размеров износостойких деталей и измерительных инструментов (увеличение объема стали при мартенситном превращении – размеры восстанавливаются);
- 3) повышения магнитных свойств постоянных магнитов (мартенсит – магнитная фаза);
- 4) стабилизации размеров изделия.

Таблица 5 - Горячие среды для ступенчатой и изотермической закалок

№	Среда	Температура применения	Температура начала кристаллизации
1	Минеральное масло	180÷200	-
2	45%NaOH+55%KNO ₃	230÷550	218
3	80%KOH+20%NaOH+6%H ₂ O	150÷300	130

При назначении режима обработки холодом необходимо учитывать особенности:

1) превращение А→М протекает только в интервале температур начала и конца мартенситного превращения, поэтому охлаждение ниже температуры конца мартенситного превращения не вызывает дополнительного образования мартенсита и это не целесообразно;

3) выдержка между закалкой и обработкой холодом более 30 минут приводит к стабилизации аустенита, вследствие чего он менее полно переходит в мартенсит при обработке холодом и уменьшает эффективность обработки. Следовательно, обработку холодом необходимо проводить сразу после закалки.

Лекция 28. Теория отпуска закаленной стали

Отпуск – заключительная операция термической обработке, при которой формируется окончательная структура и свойства стали, следовательно, назначению и выбору режима отпуска отдается большое значение.

Цель отпуска:

- 1) уменьшение закалочных напряжений;
- 2) увеличение пластичности и вязкости;
- 3) облегчение обрабатываемости резанием и давлением;
- 4) придание изделию окончательных свойств.

Структура закаленной стали состоит из двух составляющих – мартенсита закалки, а в сталях с 0,6%С – мартенсита закалки и остаточного аустенита.

Обе эти структуры являются неустойчивыми, следовательно при нагреве (отпуске) закаленной стали они стремятся перейти в более устойчивое состояние. Это стремление объясняется тремя причинами:

- 1) сильной пересыщенностью решетки мартенсита растворенными атомами углерода;
- 2) большой плотностью дислокаций и др. дефектов в мартенсите (плотность дислокаций в мартенсите составляет $10^{11} \div 10^{12} \text{ см}^{-2}$);
- 3) в высокоуглеродистых и легированных сталях присутствует значительное количество непревращенного неустойчивого остаточного аустенита.

В стали с содержанием углерода 0,6% $M_3=95\%$, $A^{\text{ост.}}=5\%$, с 1,2%С $M^3=80\%$, $A_{\text{ост.}}=20\%$.

Структурные изменения при отпуске закаленной стали можно разделить на 3 больших процесса, которые состоят из нескольких стадий:

1. Карбидообразование.

а) образование сегрегаций атомов углерода в решетке мартенсита, происходит при температурах отпуска до 100°C. При охлаждении в малоуглеродистых сталях при $T=M_n \div 20^\circ\text{C}$ образуются облака Коттрелла, при нагреве в высокоуглеродистых сталях при температурах 20÷100°C образуются кластеры – плоские скопления углерода, которые приводят к упругим искажениям решетки мартенсита. С повышением температуры отпуска кластеры укрупняются, а содержание углерода в них становится соответствующим составу, который можно описать фазой Fe_4C .

б) выделение промежуточных карбидов из мартенсита. В малоуглеродистых сталях (%С>0,2, но < 0,4) в интервале температур 100÷250°C(300) образуется ϵ -карбид. Fe_2C имеет гексагональную решетку, он образуется из кластеров путем перестройки решетки или из α -раствора. η -карбид имеет ромбическую решетку, образуется при температуре 100÷200°C. В высокоуглеродистых сталях (%С>0,4) в температурном интервале 250÷300°C образуется χ -карбид Fe_5C_2 ;

в) образование Fe_3C выше 250°C , более активно при $300\div 400^\circ\text{C}$. Fe_3C выделяется из мартенсита закалки. Fe_xC и Fe_5C_2 при температуре $250\div 400^\circ\text{C}$ превращаются в цементит (Fe_3C);

г) коагуляция и сфероидизация цементита при температурах более $400^\circ\text{C}\div A_{c1}$ и заключается в росте и скоплении цементитных частиц.

2. Распад мартенсита идет параллельно с процессом карбидообразования и состоит из двух стадий:

а) уменьшение концентрации углерода в мартенсите ($T=20\div 150^\circ\text{C}$). смесь мартенсита низкоуглеродистой стали с карбида называется мартенситом отпуска. При отпуске с $T=400^\circ\text{C}$ в мартенсите содержится $0,1\%\text{C}$, с $T=500^\circ\text{C}$ $M\rightarrow\Phi_{0,2}$;

б) возврат и рекристаллизация мартенсита ($T>400^\circ\text{C}$) вызывается большой плотностью дислокаций в мартенсите, и поэтому при нагреве свыше 400°C происходит движение дислокаций, то есть процесс возврата (полигонизации).

3. Распад аустенита остаточного – происходит только в высокоуглеродистых и легированных сталях, где превращение мартенсит не идет до конца. В высокоуглеродистых сталях $A_{\text{ост}}\rightarrow M_0 - 200\div 300^\circ\text{C}$, в легированных сталях $A_{\text{ост}}\rightarrow M_0 - 500\div 600^\circ\text{C}$.

Структуру, получающуюся после отпуска при температуре ниже 250°C , называют мартенситом отпущенным – это смесь низкоуглеродистого мартенсита и мелких карбидов. Мартенсит отпущенный имеет высокую твердость, и поэтому рекомендуется для режущего, измерительного и штампового инструментов, от которых требуются высокие твердость и износостойкость.

Структуру, получающуюся после отпуска при температуре $250\div 400^\circ\text{C}$, называют трооститом отпуска, который как мартенсит отпущенный имеет игольчатую структуру. Троостит отпуска рекомендуется для резцов, пружин и любых пружинящих элементов, так как повышает упругие свойства стали.

Структуру, получающуюся при температуре отпуска $400\div 650^\circ\text{C}$, называют сорбитом отпуска, который из-за высокой температуры отпуска имеет зернистую структуру. Сорбит отпуска рекомендуется для большинства деталей машин и механизмов, так как обеспечивает сочетание достаточной прочности и удовлетворительной пластичности стали.

Если температура отпуска от 650°C до A_{c1} , структура будет перлит.

В результате закалки механические свойства стали резко повышаются, но одновременно сталь имеет большую хрупкость и нулевую вязкость. При закалке возникают большие термические и структурные напряжения. Именно поэтому закалка как окончательная операция не применяется и для уменьшения внутренних напряжений и увеличения вязкости стали применяют отпуск, который придает стали окончательные свойства.

Закалка, совмещенная с высоким отпуском, называется улучшением, после чего образуется структура сорбит отпуска.

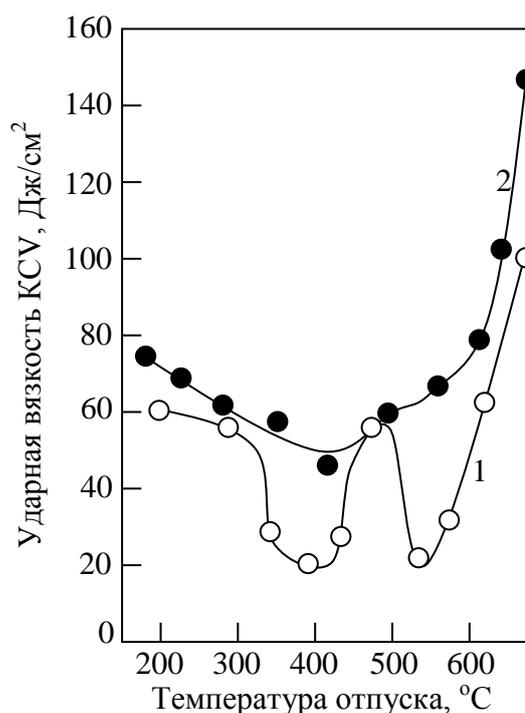
Низкий отпуск измерительного инструмента – стабилизирующий отпуск. Его цель заключается в предотвращении распада мартенсита и аустенита остаточного, $T=150^{\circ}\text{C}$, $\tau=150\div 200$ часов.

$A \rightarrow \text{П, С, Т}$ – цементит пластинчатый.

$A \rightarrow \text{М} \rightarrow \text{П, С, Т}$ – цементит зернистый.

Отпускная хрупкость. Отпускная хрупкость присуща многим сталям. Проблема отпускной хрупкости стала острой в период перед первой мировой войной, когда расширилось производство из легированных сталей изделий большого сечения. В результате медленного охлаждения с температуры высокого отпуска ударная вязкость легированной стали может оказаться в несколько раз (и даже на порядок) меньше, чем после охлаждения в масле с той же температуры. На других свойствах при комнатной температуре состояние отпускной хрупкости практически не сказывается.

На графиках «ударная вязкость при 20°C – температура отпуска» можно встретить два провала, соответствующих развитию отпускной хрупкости двух типов (кривая 1 на рис.74). В температурном интервале примерно $250\div 400^{\circ}\text{C}$ развивается необратимая отпускная хрупкость.



1 – после обычной закалки и часового отпуска с последующим охлаждением в воде; 2 – после ВТМО

Рисунок 74 - Зависимость ударной вязкости при 20°C от температуры отпуска стали 37ХНЗА

Если охрупченную сталь, отпущенную при $250\div 400^{\circ}\text{C}$, отпустить при более высоких температурах для перевода в вязкое состояние, то повторный отпуск в интервале $250\div 400^{\circ}\text{C}$ не возвращает сталь в хрупкое состояние.

Поэтому отпускную хрупкость, развивающуюся в интервале $250\div 400^{\circ}\text{C}$, и называют Необратимая отпускная хрупкость в большей или меньшей степени свойственна всем сталям – и легированным, и углеродистым. Наиболее отчетливо она проявляется у низкоуглеродистых легированных сталей, которые после отпуска (ниже 250°C) имеют сравнительно большую ударную вязкость. У высокоуглеродистых сталей после закалки и низкого отпуска ударная вязкость столь мала, что охрупчивание после отпуска при $250\div 400^{\circ}\text{C}$ нельзя обнаружить обычными ударными испытаниями.

Степень развития необратимой отпускной хрупкости не зависит от скорости охлаждения с температур отпуска.

По поводу природы этой хрупкости продолжают высказываться противоречивые точки зрения и даже приводятся противоречивые факты. При исследовании одних сталей в состоянии необратимой отпускной хрупкости установлено межзеренное разрушение (по границам бывших аустенитных зерен), а при исследовании других сталей обнаружено внутризеренное разрушение. Возможно, что такого рода противоречия обусловлены разной чистотой исследованных материалов.

В высокоуглеродистых и легированных сталях после отпуска при тех же температурах разрушение внутризеренное.

Второй провал на кривой ударной вязкости приходится на интервал температур отпуска примерно $450\div 600^{\circ}\text{C}$ (кривая 1 на рис.74). Для нижней и верхней границ этого интервала часто указывают также 375 и 575°C соответственно.

Охрупчивание при высоком отпуске может возникать в результате нагрева до $450\div 600^{\circ}\text{C}$ (независимо от скорости последующего охлаждения) и в результате отпуска при температурах выше 600°C с последующим медленным охлаждением в интервале $450\div 600^{\circ}\text{C}$. быстрое охлаждение с температур отпуска выше 600°C , например в воде, предотвращает развитие отпускной хрупкости. Быстрое охлаждение после отпуска при $450\div 600^{\circ}\text{C}$ не предотвращает отпускной хрупкости. Таким образом, попадание в опасный интервал температур «снизу» (при нагреве и выдержке) или «сверху» (при медленном охлаждении) приводит к качественному одинаковому результату.

Важнейшая особенность охрупчивания при высоком отпуске состоит в его обратимости. Если сталь, охрупченную в результате отпуска выше 600°C с последующим медленным охлаждением или отпуска при $450\div 600^{\circ}\text{C}$ (с любой скоростью охлаждения), вновь нагревать до температур выше 600°C и быстро охладить, то ударная вязкость восстанавливается. Если после этого сталь вновь попадает в опасный интервал температур отпуска, то она повторно охрупчивается. Новый нагрев выше 600°C с быстрым охлаждением устраняет хрупкость и т.д. поэтому рассматриваемое явление называют обратимой отпускной хрупкостью. Так как высокий отпуск широко применяют к разнообразным конструкционным сталям, то обратимую отпускную хрупкость особенно подробно изучали на протяжении многих десятилетий. Когда говорят

об отпускной хрупкости легированной стали, то обычно имеют в виде обратимую отпускную хрупкость.

Основные меры борьбы с отпускной хрупкостью стали следующие:

- 1) уменьшение содержания вредных примесей;
- 2) ускоренное охлаждение с температуры высокого отпуска (выше 600°C);
- 3) введение небольших добавок молибдена ($0,2\div 0,3\%$);
- 4) использование высокотемпературной термомеханической обработки.

При разработке высокопрочных сталей с большим пределом текучести целесообразно во избежание усиления отпускной хрупкости снижать допустимый предел содержания вредных примесей. К сожалению, в процессе выплавки стали не удается достичь очистки от основной вредной примеси – фосфора. Поэтому большое значение здесь имеет использование более чистой исходной шихты.

Быстрое охлаждение с температур отпуска выше 600°C – самый дешевый и простой способ борьбы с хладноломкостью. Однако, во-первых, он не позволяет устранить отпускную хрупкость в центре массивных изделий, и, во-вторых, при охлаждении в воде изделий с резкими переходами и отверстиями могут образоваться трещины (особенно в сталях с повышенным содержанием углерода).

Лекция 29. Теория химико-термической обработки

Химико-термическая обработка – процесс изменения химического состава поверхностных слоев изделия и придания поверхности особых свойств.

1. Цементация – насыщение поверхности изделия атомарным углеродом.
2. Азотирование – насыщение поверхности изделия атомарным азотом.
3. Цианирование – насыщение поверхности изделия атомарным азотом и атомарным углеродом из жидкой среды.
4. Нитроцементация – насыщение поверхности изделия атомарным азотом и атомарным углеродом из газовой среды.
- 4а. Диффузионное насыщение металлами – алюминием, кремнием, хромом, бором.

Достоинства:

1) при химико-термической обработке форма деталей не имеет существенного значения, так как можно получать насыщенный слой как простых, так и сложных по форме изделий.

2) В отличие от поверхностной закалки при химико-термической обработке изменяется не только структура, но и химический состав поверхности, следовательно, при химико-термической обработке поверхностный слой может приобретать особые физические свойства: жаростойкость, стойкость против коррозии и т.д.

3) Крупнозернистая структура при химико-термической обработке устраняется последующей термической обработкой, тогда как при поверхностной закалке крупнозернистая структура не может быть устранена,

потому что поверхностная закалка является заключительной термической операцией, а химико-термическая обработка – промежуточной.

Любой процесс химико-термической обработки состоит из трех элементарных стадий:

1) **диссоциация** или разложение соединений, содержащих насыщающий элемент, например при цементации происходит разложение углекислого газа CO:



2) **адсорбция** – схватывание атомов поверхностью изделия или деталей.

3) **диффузия** – перемещение адсорбированных атомов во внутрь основного металла.

Управлять процессом химико-термической обработки можно, изменяя условия этих трех стадий.

Для выполнения любого процесса химико-термической обработки необходимо выполнение трех основных условия:

1) металл, подвергающийся насыщению, должен быть помещен в активную среду, где диффундирующий элемент находится в атомарном состоянии;

2) атомы диффундирующего элемента должны растворяться в основном металле;

3) температура химико-термической обработки должна быть достаточно высокой для обеспечения активной подвижности атомов.

Цементация. Цементация заключается в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали углеродом. Окончательные свойства цементованных изделий достигаются последующей термической обработкой (закалкой и низким отпуском). Поэтому назначение цементации и последующей термической обработки является придание поверхностному слою изделия высокой твердости и износостойкости, а также повышение предела контактной выносливости (предела усталости). В цементованных изделиях благодаря высокой твердости поверхностного слоя и вязкой пластичности сердцевины удачно сочетаются высокое сопротивление износу и хорошее восприятие ударных нагрузок (зубчатые колеса, валы коробок передач автомобилей, отдельные детали рулевого управления, втулки, кулачки, поршневые пальцы и т.д.).

А. Цементация твердым карбюризатором. В качестве карбюризатора используется древесный уголь (дубовый или березовый) в виде зерен диаметром 3,5÷10,0 мм с добавкой таких ускорителей как углекислый барий (BaCO_3) и кальцинированная сода (NaCO_3). Широко распространенный карбюризатор состоит из 70÷75% древесного угля и 25÷30% углекислых солей. В цементационном ящике имеется воздух, кислород которого при высокой температуре вступает в реакцию с углеродом карбюризатора, образуя оксид

углерода $2C+O_2 \rightleftharpoons 2CO$. Оксид углерода в присутствии железа диссоциирует по уравнению с выделением теплоты: $2CO \rightleftharpoons CO_2 + C + Q$.

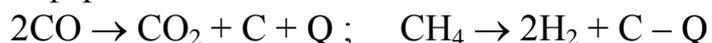
При цементации твердым раствором образуется газовая фаза, являющаяся источником активного углерода. Прямой переход углерода из твердых частиц карбюризатора в металл не происходит.

Цементация твердым карбюризатором очень длительный процесс и требует для получения небольшого слоя (0,9÷1,0 мм) более 10 часов. Поэтому применяется в мелкосерийном и единичном производстве (ножи, измерительные инструменты). Кроме большой длительности, цементация твердым карбюризатором имеет ряд и других недостатков:

- трудность регулирования процесса по ходу;
- необходимость прогрева малотеплопроводимой массы карбюризатора;
- высокая стоимость подготовительных операций (индивидуальная укладка деталей в ящики, приготовление и засыпка карбюризатора и т.д.);
- незначительное использование пода печи.

Все эти недостатки устраняются при переходе на газовую цементацию, широко применяющуюся на машиностроительных заводах.

Б. Газовая цементация. Этот процесс осуществляется в карбюризаторе, представляющем собой смесь многокомпонентных углеродсодержащих газов ($CO_2 - CO - CH_4 - H_2 - H_2O$ и др.), получаемых из природного газа в специальных газоприготовительных установках путем гидролиза в рабочей камере печи углеводородных жидкостей (керосин, синтин, бензол, бутиловый спирт и др.). Цементирующую способность газовой среды можно количественно оценить **углеродным потенциалом** – предельной концентрацией углерода в аустените, находящемся в равновесии с цементирующей атмосферой.



Газовая цементация проводится при температурах 910÷930°C, 6÷12 часов, толщина цементованного слоя 1,0÷1,7 мм. Широкое распространение при газовой цементации имеют так называемые эндотермические атмосферы, в которые добавляют природный газ, состоящий почти полностью из метана (92÷95% эндогаза и 5÷8% природного газа). Эндотермические атмосферы по возможности должны уменьшить насыщения поверхности стали водородом, вызывающим охрупчивание стали и снижение механических свойств. В процессе газовой цементации в эндотермической атмосфере в сталь может диффундировать кислород, что приводит к внутреннему окислению (обедняется аустенит легирующими элементами, снижается его устойчивость и при последующей закалке в цементованном слое образуются трооститная сетка и окислы из-за чего снижаются твердость и износостойкость стали).

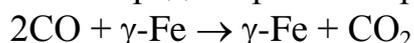
Для предотвращения внутреннего окисления и связанного с ним снижения поверхностной твердости рекомендуется добавлять в рабочее пространство печи 5÷10% NH_3 или повысить скорость охлаждения при закалке (азот повышает устойчивость переохлажденного аустенита).

Применение газовой цементации позволяет полностью механизировать и автоматизировать технологический процесс, уменьшает длительность, так как отпадает необходимость прогрева ящиков, наполненных малотеплопроводимым карбюризатором, упрощается также дальнейшая термическая обработка деталей, так как закалку можно производить непосредственно из цементационной печи.

В. Жидкостная цементация. В качестве карбюризатора применяется расплав солей, состоящий из 75÷85% NaCO₃, 10÷15% NaC и 6÷10% SiC. Процесс ведут при 850°С. Цементованный слой имеет толщину 0,2÷0,5 мм, получаемый за 0,5÷3,0 часа.

Для повышения жидкотекучести ванны и уменьшения количества шлака вместо карбоната натрия вводится карбонат кали (K₂CO₃), а вместо карбида кремния используется иногда карбид кальция (CaC₂).

На поверхности раздела «сталь-среда» протекает реакция:



Достоинством процесса жидкостной цементации является возможность закалки непосредственно из ванны и малые деформации обрабатываемых изделий. Процесс имеет и ряд существенных недостатков, ограничивающих его широкое применение:

- невозможность регулирования углеродного потенциала;
- необходимость очистки деталей.

Жидкостная цементация применима только для обработки небольших изделий, объем которых не должен превышать 1/3 объема ванны.

Существуют несколько сравнительно новых способов цементации, которые находят все более широкое применение: вакуумная цементация, цементация в тлеющем разряде, цементация в кипящем слое и пластами, ионная цементация и др.

Азотирование. Азотирование, как и цементация, применяется для повышения твердости, прочности и износостойкости поверхностного слоя деталей. Азотированный слой обладает рядом ценных преимуществ: его твердость существенно выше и сохраняется при нагреве до 450÷550°С, обладает повышенной усталостной прочностью и коррозионной стойкостью во влажной атмосфере, пресной воде и паре. Важной особенностью азотирования является его невысокая температура 550÷580°С, вследствие чего деформация азотируемых изделий сравнительно невелика.

Вследствие большой длительности процессов (до 60 часов) азотированию подвергают наиболее ответственные детали: шейки коленчатых валов, гильзы цилиндров, ходовые винты станков и т.д.

Технологический процесс изготовления азотируемых изделий состоит из нескольких операций:

а) предварительная термическая обработка заготовки состоит из закалки и высокого отпуска при 560÷650°С. Во избежание коробления деталей температура отпуска должна быть на 20÷40°С выше температуры последующего азотирования. Структура после этой термообработки – сорбит

отпуска. Целью предварительной термической обработки является получение повышенной прочности и вязкости в сердцевине изделия.

б) механическая обработка деталей (включая шлифование) для придания окончательных размеров деталям.

в) защита мест, не подлежащих азотированию, нанесением тонкого слоя олова, никеля электролитическим методом или жидкого стекла.

г) азотирование в атмосфере частичного диссоциированного аммиака (N_2+H_2). Азотирование изделий из конструкционных, коррозионностойких и жаропрочных сталей производится при $500\div 600^\circ C$. длительность процесса зависит от требуемой толщины азотированного слоя. Обычно чем выше температура азотирования, тем ниже твердость азотированного слоя и больше его толщина. Для получения слоя толщиной $0,3\div 0,6$ мм при температуре $500\div 520^\circ C$ продолжительность азотирования составляет $24\div 60$ часов. Охлаждение после азотирования проводят вместе с печью в потоке аммиака до $200^\circ C$ во избежание окисления поверхности.

д) окончательное шлифование или доводка изделия в соответствии с заданными допусками. Азотированная поверхность хорошо полируется, приобретая красивый, устойчивый металлический блеск. Поэтому азотирование применяется также и для декоративных целей. Причем поверхность имеет хорошую стойкость против коррозии в среде пара, в воде, растворах щелочей. Такая защита создается в результате образования ϵ -фазы, которая обладает более высоким электронным потенциалом, чем железо.

Нитроцементация. Нитроцементация заключается в диффузионном насыщении поверхности стали одновременно азотом и углеродом при $840\div 860^\circ C$ в газовой среде, состоящей из науглероживающего газа и аммиака. Продолжительность процесса составляет $4\div 10$ часов. Основное назначение нитроцементации – повышение твердости и износостойкости стальных изделий. Нитроцементация широко применяется на автомобильных и тракторных заводах.

По сравнению с цементацией нитроцементация имеет ряд существенных преимуществ: установлено, что при одновременной диффузии углерода и азота ускоряется диффузия углерода. Это позволяет вести процесс нитроцементации при более низких температурах ($850^\circ C$), чем цементация ($930\div 950^\circ C$). Под действием азота температура $\alpha\rightarrow\gamma$ -превращения снижается, что также позволяет вести процесс при более низких температурах. Понижение температуры насыщения, без увеличения длительности процесса, позволяет снизить деформацию обрабатываемых деталей и повысить стойкость печного оборудования. Нитроцементацию проводят в эндотермической атмосфере.

После нитроцементации следует закалка в масле непосредственно из нитроцементационной печи с температуры насыщения или небольшого подстуживания. для уменьшения деформации рекомендуется применять ступенчатую закалку с выдержкой в горячем масле при температуре $180\div 200^\circ C$. Структура нитроцементованного слоя должна состоять из мартенсита, небольшого количества мелких равномерно распределенных карбонитридов и

25÷30% остаточного аустенита. Твердость нитроцементованного слоя после закалки и низкого отпуска HRC 58÷60, HV 570÷690 (5700÷6900 МПа). Структура сердцевины состоит из троостосорбита, бейнита или малоуглеродистого мартенсита. В нитроцементированном слое допускается повышенное количество остаточного аустенита, который обеспечивает хорошую прирабатываемость, например, нешлифуемых автомобильных шестерен, что обеспечивает их бесшумную работу.

Оптимальное содержание углерода и азота в слое зависит от марки стали и колеблется в пределах 1,0÷0,65%, углерода обычно должно быть 0,7÷0,9%, при более низкой концентрации углерода происходит обеднение слоя азотом (вследствие образования нитридов) и легирующими элементами, что, в свою очередь, вызывает нежелательную трооститную сетку при последующей закалке. Также необходимо регулировать содержание азота в диффузионном слое (его должно быть $\geq 0,1 \div 0,15\%$).

Цианирование. Под цианированием понимают процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали одновременно углеродом и азотом при 820÷950°C в расплаве, содержащем цианистые соли. Назначение цианирования – повышение поверхностной твердости, износостойкости, предела выносливости при изгибе и контактной выносливости. По температуре различают два вида цианирования.

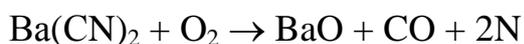
А. Среднетемпературное цианирование производят при температурах 820÷860°C в ванне (20÷25% NaCN, 20÷25% NaCl, 25÷50% Na₂CO₃) в течение 30÷90 минут, толщина слоя при этом составляет 0,15÷0,35 мм.



Цианированию подвергаются детали после окончательной механической обработки. Содержание углерода и азота в диффузионном слое составляет соответственно 0,7 и 0,4÷0,5%. Закалку обычно выполняют непосредственно из цианистой ванны, после которой следует низкий отпуск при температуре 180÷200°C. Твердость цианированного слоя HRC 58÷62. Структура после цианирования такая же, какая образуется после нитроцементации. Сопротивление износу после цианирования по сравнению с цементацией возрастает более чем в 2 раза. Предел выносливости гладких образцов повышается на 40÷50, а с надрезом на 80÷100%.

Среднетемпературное цианирование применяется для упрочнения мелких деталей.

Б. Высокотемпературное или глубокое цианирование проводят при температуре 930÷950°C в ванне, содержащей 8%NaCN, 82%BaCl₂, 10%NaCl. Для получения слоя толщиной 0,5÷2,0 мм при этой температуре требуется 1,5÷6,0 часа.



Выделяющиеся атомарные углерод и азот диффундируют в железо. При этом в диффузионном слое содержится $0,8 \div 1,2\%C$ и $0,2\%N$. После высокотемпературного цианирования детали охлаждают на воздухе, а затем для измельчения зерна закалывают с нагревом в соляной ванне или печи с последующим низким отпуском.

Высокотемпературное цианирование имеет ряд достоинств:

- небольшая продолжительность процесса;
- малые деформации и коробления сложных деталей;
- высокое сопротивление износу и коррозии.

Недостатком цианирования является трудность поддержания постоянного состава ванны, высокая стоимость и ядовитость цианистых солей.

Помимо описанных, существуют и другие способы химико-термической обработки: борирование, силицирование, диффузионная металлизация алюминием, цинком, хромом, титаном, вольфрамом и другими металлами. Изделие, поверхность которого обогащается этими элементами, приобретает ценные свойства, к числу которых относятся высокие жаростойкость, коррозионная стойкость, повышенные износостойкость и твердость.

Лекция 30. Термомеханическая обработка

Термомеханическая обработка (ТМО) является одним из сравнительно новых и перспективных способов повышения прочности сплава при сохранении хорошей пластичности и вязкости. ТМО заключается в таком совмещении пластической деформации сплава с последующей его термической обработкой, которое обеспечивает «наследование» (передачу) дислокационной структуры деформированного состояния фазовыми превращениями при термической обработке. Другими словами, важным при проведении ТМО является то, чтобы фазовые превращения при термической обработке (например, для стали $A \rightarrow M$) проходили в условиях повышенной плотности дислокации и других дефектов кристаллического строения, созданных пластической деформацией. Это приводит к тому, что дислокационная структура, а вместе с ней и упрочнение, достигаемое пластической деформацией, наследуется, закрепляется и усиливается фазовыми превращениями, протекающими при последующей термической обработке.

Если в одной технологической операции совмещаются горячая прокатка и закалка, то формирование конечной структуры зависит от степени развития рекристаллизационных процессов. Если закалке подвергается наклепанный (нерекристаллизационный) аустенит с повышенной плотностью дислокаций, созданной пластической деформацией (пауза между горячей прокаткой и закалкой минимальная), то это будет ТМО, так как последующие фазовые превращения проходят в условиях повышенной плотности дислокаций и это приводит к созданию оптимального структурного состояния сплава, обеспечивающего высокие прочностные и вязкие свойства.

Если же закалке подвергается рекристаллизационный аустенит с низкой плотностью дислокаций (пауза между горячей прокаткой и закалкой большая), то такое сочетание горячей прокатки и закалки не относится к ТМО, так как рекристаллизационная структура характеризуется низкой плотностью дислокаций и других дефектов кристаллического строения.

Конечные механические свойства сплава после ТМО определяются изменениями структуры во время горячей деформации и по ее окончании.

Структурные изменения во время горячей деформации.

А. Динамический возврат. Во время горячей деформации протекают два конкурирующих между собой процесса: упрочнение (горячий наклеп), связанное с повышением плотности дислокаций, и разупрочнение, вызываемое уменьшением плотности дислокаций и их перестройкой вследствие поперечного скольжения и переползания. Горячий наклеп происходит во время горячей деформации, а динамическое разупрочнение при горячей деформации и после нее. В результате движения и взаимодействия дислокации, их торможение и блокировки границами зерен плотность дислокаций в сплаве растет до 10^{10} см^{-2} .

Развитие этих процессов приводит к образованию дислокационных клубков, а затем ячеистой структуры, характерной для процесса динамического упрочнения.

Поскольку в первых проходах (клетях) температура металла высока, то наряду с упрочнением металла развивается динамическое разупрочнение, являющееся следствием динамического возврата и динамической рекристаллизации.

Структура сплава на стадии динамического возврата характеризуется тем, что субзерна остаются равноосными, в то время как сами зерна сильно вытягиваются в направлении течения металла. Сохранение равноосности субзерен объясняется так называемой реполигонизацией, многократной повторной полигонизацией, состоящей в рассыпании субзеренных границ и новом их формировании. Такая субструктура, образующаяся при высоких температурах, обладает высокой устойчивостью при термическом воздействии, что связано с высоким совершенством образующихся субграниц. Это имеет большое практическое значение при разработке режимов ТМО.

При динамическом возврате, идущем после горячей деформации, плотность дислокаций уменьшается в результате поперечного скольжения и переползания дислокаций. При этом происходит реполигонизация путем рассыпания субзеренных границ. Переползание дислокации, как наиболее медленный процесс, является контролирующим механизмом динамического возврата при горячей деформации. Если динамический возврат развивается после холодной деформации, то уменьшение плотности дислокации происходит только путем поперечного скольжения дислокации, которое позволяет дислокациям обходить барьеры.

Температурной границей между холодной и горячей деформацией считается гомологическая температура $\sim 0,5T_{пл}$, выше которой активно идет переползание дислокаций, характерной для горячей деформации.

Б. Динамическая рекристаллизация. Для развития динамической рекристаллизации необходима определенная критическая степень деформации, создающая критическую плотность дислокаций.

При степенях деформации до 25÷35% динамический возврат затрудняется из-за скопления и неоднородного накопления дислокации и создаются условия для появления микрообъемов с разной плотностью дислокаций.

Отдельные субзерна, содержащие небольшое количество дислокаций, могут стать зародышами динамической рекристаллизации. Такие субзерна отделены от деформированного объема большеугловыми границами и растут за счет миграции границ.

При увеличении степени деформации до 35÷50% формируется развитая ячеистая структура, разориентация между зернами увеличивается. Это приводит к развитию динамической рекристаллизации не только путем миграции большеугловых границ, но и путем коалесценции субзерен. Благодаря продолжающейся деформации в рекристаллизованных зернах плотность дислокаций постоянно увеличивается и они накапливаются. Полного разупрочнения при динамической рекристаллизации не происходит, так как в динамические рекристаллизованные объемы вводятся новые дислокации.

На стадии динамической рекристаллизации суб- и микроструктуры металла характеризуются следующими особенностями:

- неоднородность зеренной и субзеренной структур, связанная с тем, что одни участки только что рекристаллизовались, а ранее рекристаллизованные участки подверглись наклепу и динамическому возврату;
- волнистый (зубчатый) характер границ и субграниц, свидетельствующий об их непрерывной миграции;
- равноосность зерен в отличие от вытянутых зерен на стадии динамического возврата.

Динамический возврат и динамическая рекристаллизация являются конкурирующими процессами. Если динамический возврат получает сильное развитие, то критическая плотность дислокаций, необходимая для зарождения центров рекристаллизации, может быть не достигнута вплоть до самых больших степеней деформации и тогда динамическая рекристаллизация вообще не начнется. Здесь большую роль играет энергия дефекта упаковки. Легирующие элементы, уменьшающие энергию дефекта упаковки, затрудняют динамический возврат и облегчают динамическую рекристаллизацию.

Понижение температуры и рост скорости деформации приводит к облегчению достижения критической степени деформации, необходимой для начала динамической рекристаллизации. Таким образом, структурные изменения во время горячей деформации связаны с протеканием динамического возврата или динамического возврата с динамической рекристаллизацией, зависят от типа металла, состава сплава, температуры, степени и скорости деформации.

Структурные изменения по окончании горячей деформации. По окончании горячей деформации в стали самопроизвольно происходят такие

разупрочняющие процессы, как статический возврат, статическая рекристаллизация и метадинамическая рекристаллизация. Статический возврат и статическая рекристаллизация идут аналогично этим процессам при отжиге после холодной деформации, а метадинамическая рекристаллизация может идти только после горячей деформации.

Протекание этих процессов объясняется тем, что при выходе из клетки температура металла значительно превышает температуру начала рекристаллизации сплава. Причем, чем выше температура и больше степень деформации, тем быстрее проходит последеформационное разупрочнение и мельче рекристаллизованные зерна.

При малых степенях деформации ($\epsilon < 10\%$) разупрочнение металла идет в основном путем статического возврата (полигонизации).

Повышение степени деформации до 20% приводит к развитию наряду со статическим возвратом и статической рекристаллизации.

Если в процессе горячей деформации образовалась развитая субструктура, то статическая рекристаллизация происходит по механизму коалесценции субзерен и миграции малоугловых границ. Может иметь место и миграция большеугловых границ, если возникают зародыши первичной рекристаллизации. При увеличении степени деформации свыше 20% (20÷35) разупрочнение развивается в результате статической рекристаллизации, начинающейся после инкубационного периода.

Особенностью статической рекристаллизации после горячей деформации является ее медленное развитие по сравнению со статической рекристаллизацией после холодной деформации, так как плотность дислокаций в металле после горячей деформации меньше, чем после холодной деформации.

Если деформация прервана на стадии динамической рекристаллизации, то в последующее разупрочнение вносит определенный вклад, наряду со статическим возвратом и рекристаллизацией, так называемая метадинамическая (послединамическая) рекристаллизация, под которой понимают рост зародышей первичной рекристаллизации, возникающих в ходе горячей деформации, но не успевших подвергнуться наклепу. Этот рост зародышей происходит при последующем охлаждении после прекращения горячей деформации или кратковременном нагреве.

Метадинамическая рекристаллизация в отличие от статической рекристаллизации проходит без инкубационного периода, то есть рост зерен происходит за короткое время охлаждения металла.

Динамическая полигонизация тормозит статическое разупрочнение в интервалах между клетями.

Таким образом, при понижении температуры деформации степень динамического разупрочнения сплава уменьшается. Степень статического разупрочнения, зависящая от степени развития статической рекристаллизации, определяется температурой и длительностью пауз между клетями, то есть скоростью при прокатке. Чем выше скорость прокатки, тем меньше степень развития статической рекристаллизации. После статической рекристаллизации

зерна становятся равноосными, их размер определяется степенью и температурой деформации. Если скорость охлаждения после горячей деформации небольшая, то кроме первичной, может происходить собирательная, а также вторичная рекристаллизация, приводящая к огрублению структуры. Поэтому скорость охлаждения после горячей деформации должна быть меньше необходимой для развития вторичной рекристаллизации.

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО). ВТМО заключается в сочетании горячей деформации стали при температуре выше A_{c3} с последующей закалкой и низким отпускком. ВТМО подвергают в основном углеродистые и низколегированные стали. Главной задачей горячей деформации при ВТМО является значительное упрочнение аустенита путем создания высокой плотности дислокаций ($10^8 \div 10^9 \text{ см}^{-2}$) и формирования регулярной субзернистой структуры, устойчивой против термического воздействия. Такая структура создается на стадии динамической полигонизации или при динамической рекристаллизации, если рекристаллизации подвергаются не более 50% объема.

Высокий комплекс механических свойств при ВТМО зависит от соотношения упрочнения и разупрочнения при горячей деформации стали и последеформационной выдержки.

Упрочняющими процессами являются горячий наклеп и выделение карбидов из аустенита при деформации, которые закрепляют дислокации.

Разупрочняющими являются процессы динамического возврата (полигонизации) и динамической рекристаллизации.

Соотношение процессов упрочнения и разупрочнения при ВТМО зависит от следующих факторов:

- температурного интервала деформации;
- скорости и степени деформации;
- уровня легированности аустенита;
- размера аустенитного зерна;
- длительности последеформационной паузы.

Повышение температуры деформации приводит к росту субзерен и большему совершенству структуры субзеренных границ, что увеличивает стабильность субструктуры. Однако, при очень высоких температурах может возникнуть опасность динамического роста зерен. Понижение температуры деформации, приближение ее к точке A_{c3} благоприятно сказывается на прочности. Поэтому горячую прокатку проводят при температурах от $1150 \div 1250^\circ\text{C}$, до температуры близкой к точке A_{c3} (на $20 \div 30^\circ\text{C}$ выше). Температура конца прокатки является одновременно температурой закалки.

Скорость деформации должна быть оптимальной, чтобы не активизировалась динамическая рекристаллизация и достигался нужный уровень упрочнения.

Оптимальная степень деформации при ВТМО составляет $25 \div 40\%$.

Легирование стали как карбидообразующими (Cr, Mo, W, V, Nb), так и некарбидообразующими (Ni, Si, Al) элементами задерживает развитие

рекристаллизационных процессов и способствует сохранению в стали состояния горячего наклепа и поэтому снижают разупрочнение стали при ВТМО. Это обусловлено резким замедлением диффузионных процессов в аустените.

Установлено, что интенсивность развития рекристаллизационных процессов, а, следовательно, и разупрочнения снижается с увеличением размера аустенитного зерна.

Сталь после горячей деформации следует резко охладить, чтобы сохранить субструктуру и мелкое зерно, полученное деформацией. При этом получается мартенсит, который наследует структуру горячего наклепа от аустенита. Это объясняется сдвиговым характером мартенситного превращения.

Плотность дислокаций в мартенсите после ВТМО в несколько раз больше, чем после обычной закалки. Ширина мартенситных кристаллов после ВТМО получается примерно в 2 раза меньше, чем после обычной закалки. Это создает дополнительные границы и субграницы, препятствующие движению дислокаций, и поэтому облегчающие релаксацию напряжений, что повышает сопротивление стали после ВТМО хрупкому разрушению. Кроме того, ВТМО повышает устойчивость стали против разупрочнения при отпуске. Это объясняется тем, что пластическая деформация, проведенная до закалки, замедляет выделение карбидов при отпуске. Структура стали после отпуска представляет собой сорбит или троостит, в котором ферритные зерна имеют развитую субзеренную структуру. Карбиды после ВТМО значительно дисперснее, чем после обычной закалки, и расположены в основном на дислокационных субграницах.

Основными механизмами упрочнения стали при ВТМО являются:

- повышение плотности дислокаций в аустените и мартенсите;
- образование пересыщенного твердого раствора (мартенсита);
- создание двойникованных мартенситных кристаллов;
- возникновение дисперсионных упрочняющих карбидов.

ВТМО позволяет значительно увеличить прочность стали, сохраняя при этом на высоком уровне пластические свойства.

Важными преимуществами ВТМО являются:

- одновременное повышение прочности и сопротивляемости распространению трещины;
- высокая технологичность процессов. ВТМО не требует специального мощного оборудования, так как деформация протекает при высоких температурах, а, следовательно, при меньших усилиях. Поэтому этот процесс может быть осуществлен в потоке обычного технологического процесса горячей деформации;
- возможность использования этого процесса для обработки как углеродистых, так и легированных сталей.

Недостатки ВТМО связаны с неизбежной и интенсивно идущей динамической рекристаллизацией, снижающей эффект упрочнения. Поэтому ВТМО применима только для изделий определенной толщины (и диаметра),

так как для толстых изделий за счет внутреннего тепла развитие динамической рекристаллизации облегчается.

Низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО). НТМО проводится по схеме: нагрев металла до температуры аустенитного состояния (несколько выше A_{c3}), выдержка при этой температуре и резкое охлаждение аустенита до температур его повышенной устойчивости, пластическая деформация при температурах ниже температуры рекристаллизации, последующая закалка на мартенсит и отпуск (**аусформинг**).

Нагрев стали до температур аустенитного состояния и выдержка производится для растворения дисперсных упрочняющих фаз и гомогенизации аустенита. Резкое охлаждение до начала деформации необходимо для предотвращения выделения этих фаз.

НТМО применяют в основном для средне- и высоколегированных сталей, обладающих большой устойчивостью переохлажденного аустенита. Целью пластической деформации является упрочнение аустенита. Для получения максимального упрочнения аустенита при НТМО его деформируют примерно на 50%, выбирая температуру как можно ниже.

При пластической деформации аустенита формируется ячеистая субструктура с высокой плотностью дислокаций. при последующем мартенситном превращении (закалка) мартенсит наследует дислокационную ячеистую структуру аустенита. Размеры субзерен составляют доли микрона, углы их взаимной ориентировки достигают $10\div 15^\circ$. Наследование мартенсита дислокационной структуры аустенита, являющееся главной причиной упрочнения при НТМО, объясняется сдвиговым механизмом мартенситного превращения, при котором соседи любого атома в аустените остаются соседями того же атома в мартенсите. Дислокации при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении не исчезают, а передаются от исходной фазы (аустенита) к новой (мартенситу). Таким образом, мартенсит наследует субструктуру деформированного аустенита.

Удовлетворительный уровень показателей пластичности при высокопрочном состоянии обуславливается измельченностью кристаллов цементита, этому способствует дробление аустенитных зерен при пластической деформации, так как границы зерен препятствуют росту пластин мартенсита. НТМО влияет на морфологию мартенсита; образуется преимущественно двойникованный пластинчатый мартенсит.

Как и при ВТМО, мартенсит при отпуске мало склонен к разупрочнению благодаря малой степени тетрагональности и устойчивости субструктуры. Устойчивость субструктуры, возникающей при НТМО, обуславливается закреплением дислокаций атомами азота и углерода и дисперсными карбидными выделениями.

Несмотря на достижение сверхпрочности ГТМО не имеет широкого распространения в промышленности из-за следующих недостатков:

- применение НТМО сильно затрудняется необходимостью использования специального мощного оборудования, так как для получения высокой прочности сталь должна подвергаться большим обжатиям при сравнительно

низких ($400\div 600^{\circ}\text{C}$) температурах, когда сопротивление деформации сплава высокое;

- низкая сопротивляемость стали хрупкому разрушению из-за высокого уровня внутренних напряжений и небольшой подвижности дислокаций при сравнительно низких температурах (сопротивление материала распространению трещины после НТМО не изменяется или даже снижается).

Как отмечалось выше, при НТМО благодаря более низкой температуре деформации, чем при ВТМО, слабее протекают релаксационные (рекристаллизационные) процессы, поэтому при НТМО обеспечивается более высокая прочность и меньшая пластичность стали, чем при ВТМО.

Предварительная термомеханическая обработка (ПТМО). ПТМО включает холодную деформацию, дорекристаллизационный нагрев, скоростной нагрев в аустенитной области под закалку, кратковременную выдержку при температуре нагрева, закалку и отпуск.

Холодной деформации подвергают феррито-перлитную структуру, степень деформации $30\div 50\%$, при этом плотность дислокаций растет, соответственно твердость повышается. При дорекристаллизационном отжиге происходит перестройка дислокаций с образованием устойчивой полигональной субструктуры в феррите. При последующей закалке со скоростным нагревом и короткой выдержкой эта субструктура наследуется при $\alpha\leftrightarrow\gamma$ -превращении, и кристаллы мартенсита получают фрагментированными, что обеспечивает повышенный комплекс механических и технологических свойств стали.

Если скорость нагрева под закалку будет медленной или выдержка продолжительной, то в результате развития рекристаллизационных процессов плотность дислокаций значительно снизится и субструктура практически исчезнет.

Преимуществом ПТМО является простота ее технологии. ПТМО широко применяется при упрочняющей обработке холоднокатаных листов и тонкостенных труб. При этом нагрев под закалку проводится в соляных ваннах или токами высокой частоты, специализированного оборудования для деформации не требуется.

Нужно отметить, что степень упрочнения при ПТМО ниже, чем при НТМО и ВТМО.

Лабораторный практикум

Лабораторная работа №1. Общие сведения и устройство оптического микроскопа

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- изучить устройство и принцип работы оптического микроскопа.

ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ

Системный микроскоп OLIMPUS BX53M

Образцы (микрошлифы)

Напильник или наждачный круг

ЗАДАНИЕ

1. Изучить устройство и принцип работы оптического микроскопа.
2. Провести микроскопический анализ
3. Выполнить отчет

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1.1 Общие положения

Микроскопический анализ заключается в исследовании структуры специально подготовленных образцов (микрошлифов) при увеличениях от 30-50 до 1500-1800 крат.

Микроанализ проводят с целью определения:

1. Количества, размеров и типа структурных составляющих;
2. Фазового состава сталей и сплавов;
3. Связи химического состава, условий производства и обработки сплава с его микроструктурой и свойствами.

Для проведения высококвалифицированного микроанализа необходимы знания не только в области металлографии, но и в методике приготовления микрошлифов, в устройстве микроскопов и методах микроскопического анализа.

Приготовление микрошлифа обычно включает следующие основные операции:

1. Вырезку образцов и подготовку поверхности;
2. Шлифование;
3. Полирование;
4. Травление.

Выбор числа образцов, места вырезки и сечения материала, по которому проходит плоскость микрошлифа, определяется целью металлографического

исследования, размерами, формой и особенностями структуры изучаемого объекта.

Наиболее удобны простые формы образцов следующих размеров: цилиндр или параллелепипед с диаметром или стороной основания 10-20 мм и высотой 10-15 мм. Образцы малых размеров (лента, проволока) или сложной конфигурации после вырезки для изготовления шлифов помещают в пластмассы или легкоплавкие сплавы, используя заливку или запрессовку в цилиндрические обоймы.

Наиболее часто для холодной заделки шлифов используют эпоксидные смолы. Они обладают достаточной твердостью, малой объемной усадкой при отверждении и хорошо соединяются с большинством металлических образцов.

Обработку шлифа на плоскость производят с помощью напильника или наждачного круга. Затем производят шлифовку вручную или на шлифовальных станках. Шлифование осуществляют на 4-5 номерах наждачной бумаги, последовательно уменьшая размер абразива.

Направление движения образца по наждачной бумаге при смене номера бумаги следует изменять на 90° , а шлифование на одном номере вести до исчезновения рисок от предыдущей шлифовальной бумаги. При смене номера бумаги следует удалять со шлифа частички абразива. После шлифования на последней бумаге шлиф тщательно промывают в воде, чтобы частички абразива не попали на полировальный круг.

При шлифовании очень мягких металлов в ряде случаев шкурку предварительно смачивают в керосине или натирают парафином (например, при изготовлении микрошлифов из алюминия), чтобы свести к минимуму вдавливание абразивных частиц в поверхность шлифов.

Полирование служит для удаления мелких рисок, оставшихся после шлифования, и получения гладкой зеркальной поверхности шлифа. Применяют механическое или электрохимическое полирование.

Механическое полирование производят на вращающемся круге с натянутым полировальным материалом (фетр, сукно, драп), на который непрерывно или периодически наносят очень мелкий абразив в виде суспензии в воде. В качестве абразивов применяют оксид хрома, оксид алюминия и оксид железа.

Все более широкое использование находят полировальные алмазные пасты, которые наносят на специальную ткань или бумагу.

Основные характеристики алмазных паст приведены в таблице 1.1.

Полирование ведут до получения зеркальной поверхности, и оно считается законченным, когда на поверхности шлифа под микроскопом не наблюдаются риски или царапины. После полировки шлиф промывают в воде или спирте и сушат полированную поверхность фильтровальной бумагой.

Таблица 1.1- Основные характеристики полировальных алмазных паст

Обозначение зернистости по ГОСТ 9206-70	Размеры абразивных частиц, мкм	Концентрация алмазного порошка, %		Цвет пасты и этикетки
		нормальная Н	повышенная П	
60/40	60-40	10	20	красный
40/28	40-28	7	14	красный
28/20	28-20	7	14	голубой
20/14	20-14	5	10	голубой
14/10	14-10	5	10	голубой
10/7	10-7	3	6	зеленый
7/5	7-5	3	6	зеленый
5/3	5-3	2	4	зеленый
3/2	3-2	2	4	желтый
2/1	2-1	1	2	желтый
1/0	1-0	1	2	желтый

Электрохимическое полирование основано на использовании процесса анодного растворения металла, который при определенных условиях протекает с образованием гладкой блестящей поверхности. Образец после механического шлифования погружают в качестве анода в электролизную ванну и выдерживают при заданном режиме (напряжении, плотности тока и температуре электролита) определенное время. Катодом обычно служит пластинка, изготовленная из нержавеющей стали.

Преимуществом электрополировки является отсутствие на поверхности шлифа деформированного слоя, образующегося при шлифовании или механическом полировании. Этот метод особенно подходит для полирования шлифов из мягких и легко наклепывающихся сплавов.

К недостаткам электрополирования относятся: чувствительность к неоднородности химического состава, преимущественное растворение металла вокруг пустот и неметаллических включений, краевые эффекты и др.

Для выявления структуры отполированную поверхность образца подвергают травлению реактивами, различающимися по своему воздействию на поверхность металла.

В приложении 1 приведены наиболее употребляемые реактивы для выявления микроструктуры различных сплавов. Под воздействием реактива происходит растворение одних фаз, окисление и окрашивание других. В результате созданной различной отражающей способности фаз, самих зерен и их границ можно увидеть под микроскопом очертания зерен и различных фаз, определить их взаимное расположение; по цвету, форме и размерам определить присутствующие в сплаве фазы, т.е. выявить микроструктуру сплава.

Качество травления проверяют под микроскопом при том же увеличении, при котором предполагается изучение шлифа. Если поверхность шлифа,

видимая под микроскопом, очень светлая, нет четкости контура структуры, то шлиф недотравлен; тогда проводят повторное травление. Если поверхность шлифа темная, с широкими темными границами структурных составляющих, то шлиф перетравлен; тогда его необходимо переполлировать с повторным травлением. После окончания травления шлиф промывают проточной водой, спиртом и высушивают прикладыванием фильтровальной бумаги.

Изучение микроструктуры осуществляют с помощью световых металлографических микроскопов.

Впервые микроскоп для исследования строения металлов был применен в 1831 г. русским инженером П.П. Аносовым, изучавшим булатную сталь.

Металлографический микроскоп позволяет рассматривать непрозрачные тела в отраженном свете. В этом его основное отличие от биологического микроскопа.

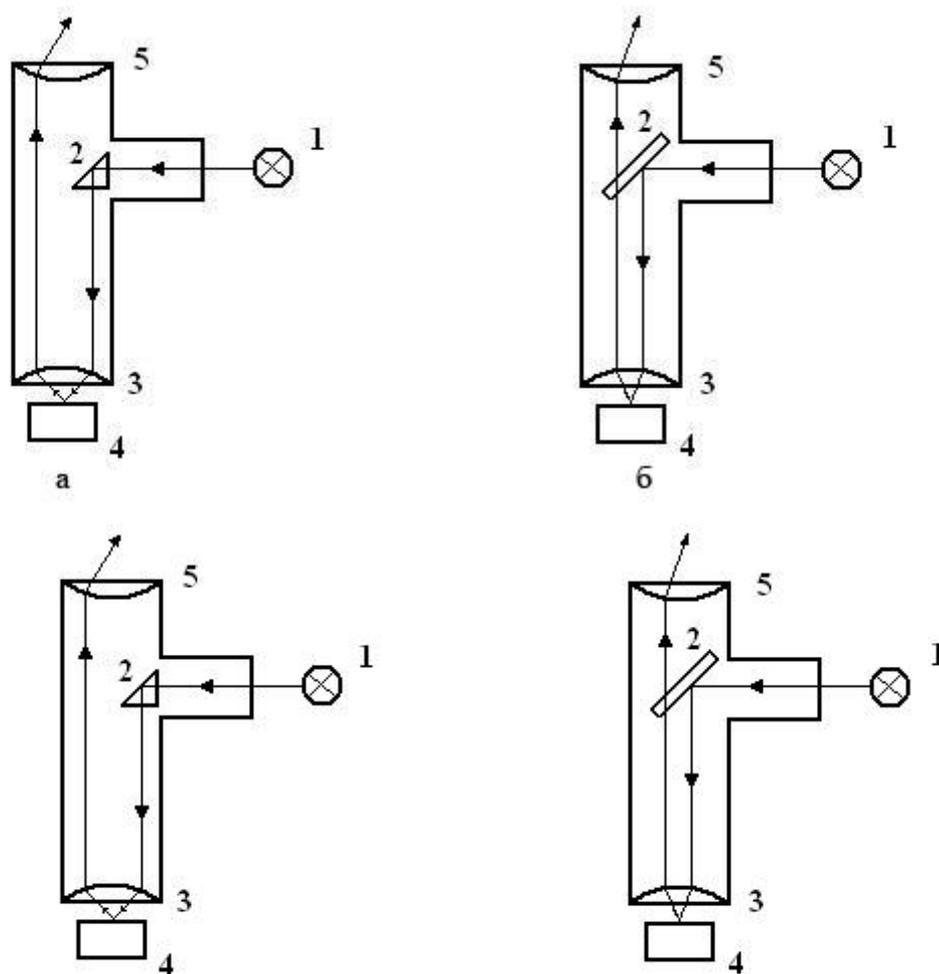
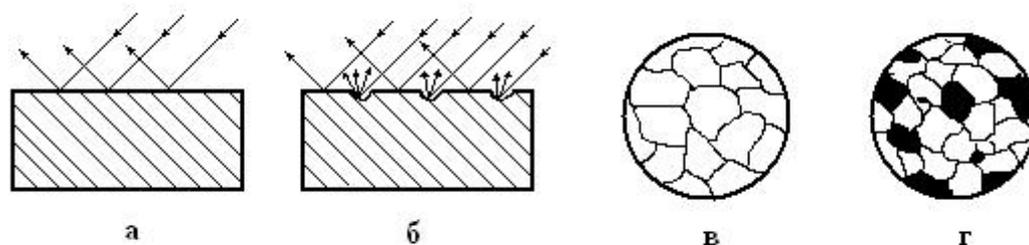


Рисунок 1.1 - Схема освещения шлифа в металлографических микроскопах

На рисунке 1.1 показаны две принципиальные схемы освещения шлифа. В металлографических микроскопах освещение объекта осуществляется через объектив. Лучи света от источника света 1 попадают на призму полного внутреннего отражения 2 (рисунок 1.1, а) или полупрозрачную плоскопараллельную пластинку 2 (рисунок 1.1, б). Их назначение направить поток света в объектив 3 и через него – на шлиф 4.

Отраженные от шлифа лучи попадают в объектив 3, далее в окуляр 5 и от него в глаз человека.

Если шлиф металла не травлен, то практически весь световой поток отражается от шлифа и попадает в окуляр микроскопа (рисунок 1.2, а). На травленном шлифе образуется микрорельеф из-за различной способности к растворению и окислению границ зерен, основы зерна и различных фаз (рисунок 1.2, б). В результате различные участки шлифа по-разному отражают лучи света, что и позволяет наблюдать в микроскоп структуру металлов и сплавов (рисунок 1.2, в, г).



- а – отражение лучей от полированной поверхности;
- б – отражение лучей от травленной поверхности;
- в – вид в микроскопе травленной поверхности однофазного шлифа;
- г – вид в микроскопе травленной поверхности двухфазного шлифа.

Рисунок 1.2 - Формирование изображения структуры шлифа в металлографическом микроскопе:

Основными характеристиками микроскопа являются его разрешающая способность и увеличение. *Разрешающая способность* характеризуется минимальным расстоянием между двумя соседними частицами, при котором они еще видны раздельно. Например, разрешающая способность невооруженного глаза составляет около 0,2 мм. Разрешаемое расстояние μ объектива микроскопа определяется соотношением:

$$\mu = \lambda/2A, \quad (1.1)$$

где λ – длина волны света ($\lambda = 0,55$ мкм для белого света),

A – числовая апертура объектива (выгравирована на оправе объектива). Если учесть, что числовая апертура у лучших объективов равна 1,4,

то минимальное разрешаемое расстояние светового микроскопа равно 0,2 мкм. Окуляр в микроскопе только увеличивает промежуточное изображение объекта, которое дает объектив, и не повышает разрешающую способность микроскопа.

Общее увеличение микроскопа равно произведению увеличения объектива на увеличение окуляра, так как изображение предмета увеличивается в объективе и окуляре. Увеличение современных металлографических микроскопов может быть от 60 крат до 1500 при визуальном наблюдении и до 2000 крат при фотографировании. Увеличение микроскопа при фотографировании легко определить с помощью объект-микрометра – металлической пластинки с полупрозрачным стеклом в центре. На стекло нанесена шкала длиной 1 мм, разделенная на 100 частей, т.е. цена деления 0,01 мм. Установив объект-микрометр на столик микроскопа и добившись четкого изображения делений на матовом стекле фотографического устройства, определяют увеличение, соотнося расстояние на стекле с истинным расстоянием по объект-микрометру.

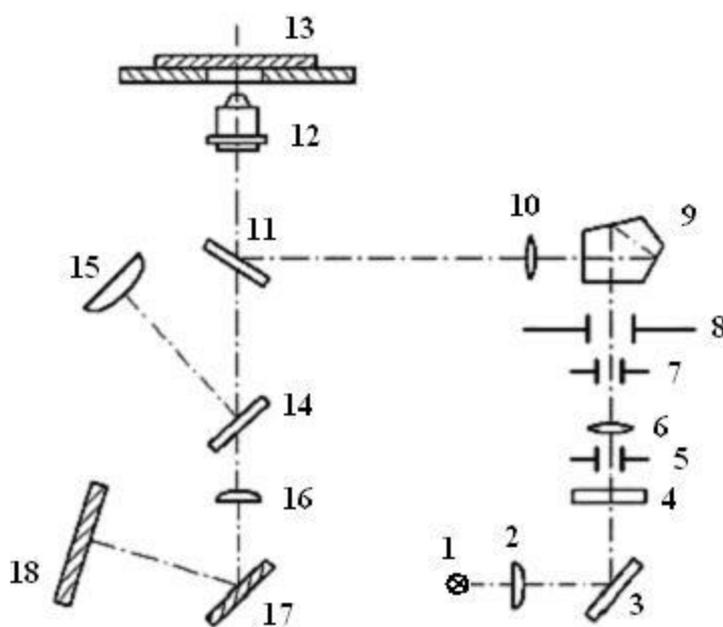


Рисунок 1.3 - Оптическая схема микроскопа МИМ-7

Большинство металлографических исследований проводят с применением светлопольного (вертикального) освещения. Для дополнительного повышения контрастности применяют другие методы и виды освещения, например, косое освещение, поляризованное освещение, метод фазового контраста, метод интерференционного контраста. Следует, однако, отметить, что в большей части выпускаемых в стране металлографических микроскопов используется лишь 2-3 дополнительных вида освещения.

В металлографических лабораториях применяют оптические микроскопы различных производителей: МИМ, OLIMPUS, Carl Zeiss, Nikon, Leica и др. На рисунке 1.3 приведена оптическая схема микроскопа МИМ-7. Световые лучи от

источника света 1 проходят через собирательную линзу (коллектор) 2, отражаются от зеркала 3, проходят через светофильтр 4, апертурную диафрагму 5, линзу 6, фотозатвор 7, полевую диафрагму 8 и, претерпев полное внутреннее преломление в поворотной призме 9, попадают на полупрозрачную плоско-параллельную пластинку 11. Часть светового потока проходит через нее и рассеивается в микроскопе, а часть лучей отражается вверх от пластинки, проходит через объектив 12 и через отверстие в предметном столике попадает на шлиф 13. Отраженные от шлифа лучи проходят через объектив 12, через прозрачную плоско-параллельную пластинку 11 и, отразившись от зеркала 14, через окуляр 15 попадают в глаз человека. В случае фотографирования зеркало 14 выдвигается в сторону вместе с окулярным тубусом, и лучи света проходят через фотоокуляр 16, отражаются от зеркала 17 и попадают на матовое стекло фотокамеры или на фотопластинку в кассете, вставленной вместо матового стекла. А на рисунке 1.4 приведена оптическая схема микроскопа более современного микроскопа OLIMPUS.

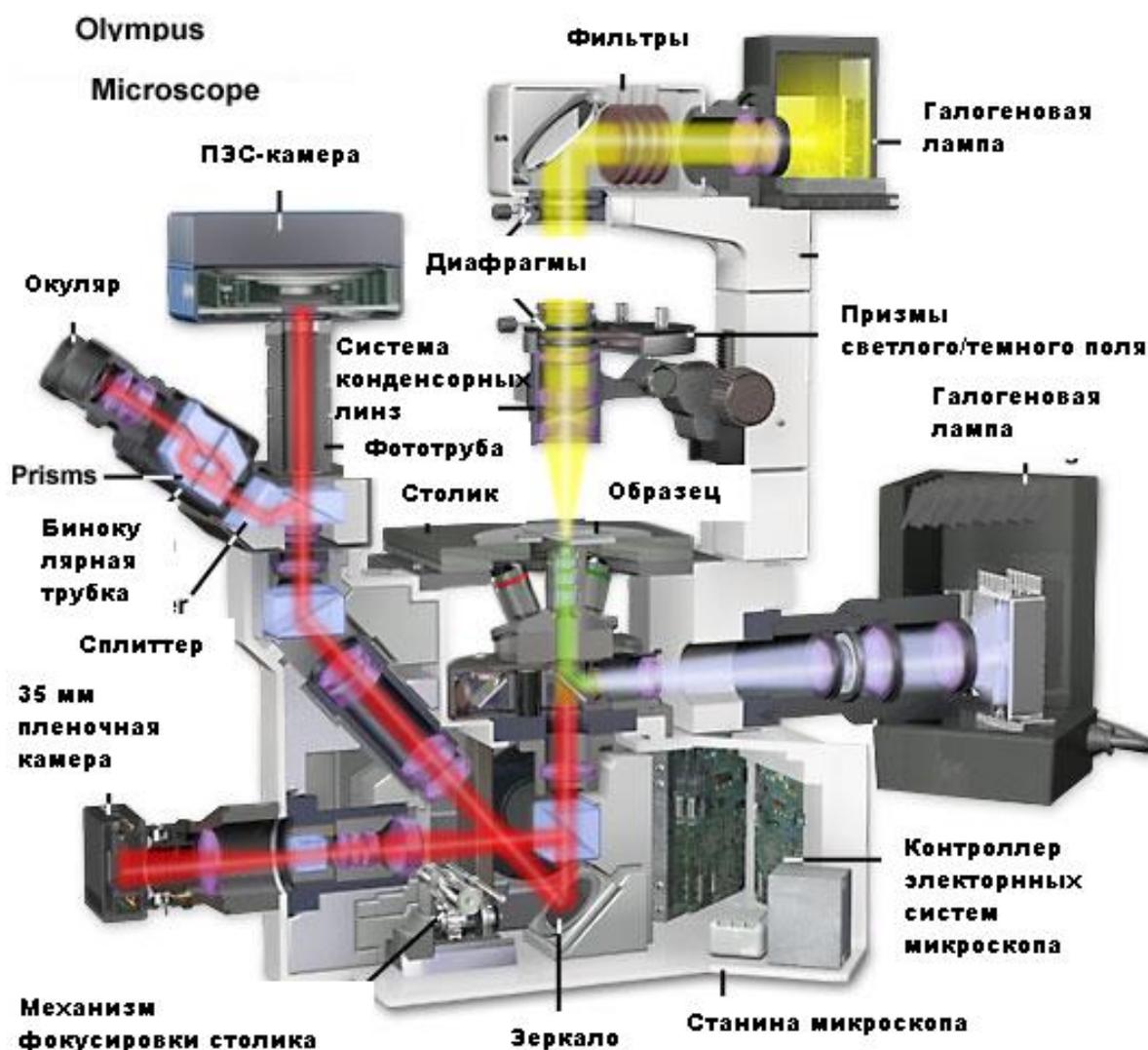


Рисунок 1.4 – Оптическая схема микроскопа OLIMPUS BX53M

1.2 Содержание отчета

Отчет должен содержать следующие разделы:

- 1 Наименование и цель работы.
- 2 Оборудование и материалы, используемые в работе.
- 3 Методы исследования металлов (кратко).
- 4 Металлографический анализ (кратко).
- 5 Дать описание экспериментальной части, привести рисунки.
- 6 Провести анализ макро- и микроструктуры образцов.

Контрольные вопросы:

- 1 На чем основаны физические методы исследования металлов?
- 2 На чем основан рентгеноструктурный анализ?
- 3 Какова цель исследования металлов?
- 4 Что такое разрешающая способность микроскопа?
- 5 Каковы основные недостатки механической полировки?
- 6 Что такое микроструктура металлов?
- 7 Как приготовить образец металла для микроанализа?
- 8 Каковы основные достоинства электролитического полирования?
- 9 Что такое макроструктура металлов?
- 10 Как подготовить образец для макроанализа?
- 11 Как выглядит в микроскопе неотравленный шлиф металла?
- 12 На чем основано электролитическое полирование?

Лабораторная работа №2. Приготовление образца для изучения микроструктуры с помощью ОПТИЧЕСКОГО микроскопа

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- освоить основные методы подготовки образцов для исследования микроструктуры на оптическом микроскопе;
- ознакомиться с методами выявления микроструктуры.

ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ

Системный микроскоп OLIMPUS BX53M
Шлифовально-полировальная машина (станок) SAPHIR 520
Образцы (микрошлифы)
Абразивный круг

ЗАДАНИЕ

1. Освоить основные методы подготовки образцов для исследования микроструктуры на оптическом микроскопе;
2. Ознакомиться с методами выявления микроструктуры;
3. Выполнить отчет.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

2.1 Общие положения

Образец для микроскопического исследования структуры металла называют **микрошлифом**. Поскольку микроструктуру металла изучают в отраженном свете, поверхность микрошлифа должна удовлетворять двум требованиям:

- 1) она должна иметь максимальную отражающую способность;
- 2) разные участки поверхности должны по-разному отражать свет, чтобы различить элементы микроструктуры.

Первое достигается путем получения плоской и гладкой поверхности, второе – либо благодаря неодинаковому отражению света (поляризованного или неполяризованного, моно- или полихроматического) от плоской поверхности, либо вследствие образования рельефа на поверхности путем травления, либо, наконец, из-за создания на поверхности пленок толщина и, следовательно, окраска которых зависят от природы либо ориентировки кристаллитов, на которых они возникли.

Микрошлиф должен иметь микроструктуру, характерную для всего изучаемого изделия или его части, Поэтому имеет значение, во-первых, выбор участка изделия, из которого вырезают образец, и, во-вторых, выбор расположения исследуемой поверхности на образце. Например,

микроструктуру прокатанной полосы обычно изучают на ее продольном сечении. Поскольку микроструктура в разных участках полосы может быть неодинаковой, образцы для изготовления микрошлифов вырезают из центра и у кромок полосы, а также в нескольких местах по ее длине.

Площадь поверхности микрошлифа обычно составляет около 1 см^2 , высота образца для удобства обращения с ним должна быть не менее 10 мм. Для изготовления шлифов на образцах меньших размеров (лента, проволока и т.д.) их после вырезки помещают в цилиндрическую обойму или заливают пластмассой. В некоторых случаях для закрепления мелких образцов применяют металлические винтовые зажимы.

2.1.1 Подготовка плоской поверхности

Подготовка плоской поверхности микрошлифа включает:

- 1) вырезку и выравнивание поверхности;
- 2) шлифование;
- 3) полирование.

Все перечисленные операции должны проводиться таким образом, чтобы они не изменили микроструктуру металла. В этом отношении особенно ответственны первая и вторая операции, которые не должны сопровождаться деформацией поверхностных слоев (толщина деформированного слоя может в 3–10 раз превышать размер зерна абразива) и нагревом образца. Поверхность подготовленного шлифа должна быть зеркально гладкой, плоской по всей его площади, не иметь царапин, ямок и загрязнений.

Вырезку образца для изготовления микрошлифа обычно проводят абразивными кругами, выравнивание поверхности – на токарных, фрезерных или шлифовальных станках либо опиливанием. На этой стадии подготовки образца необходимо свести к минимуму деформацию поверхности и нагрев образца, что достигается надлежащим выбором инструмента и режима обработки, а также интенсивным охлаждением обрабатываемой поверхности и инструмента.

Шлифование проводят с целью уменьшения неровностей на поверхности образца. При этом используют шлифовальную шкурку различных номеров, которые обозначают размер зерен абразивного порошка, прикрепленного к бумажной основе шкурки. Абразивом могут быть электрокорунд, карбид кремния и другие твердые вещества; размер зерен абразива на различных номерах шкурки может составлять от 250 до 4 мкм. При шлифовании ручную шкурку помещают на стекло, образец прижимают обрабатываемой поверхностью к шкурке и перемещают возвратно-поступательными движениями. Шлифование можно проводить также на станке с горизонтально расположенным вращающимся кругом, на котором закрепляют шкурку. Образец прижимают к кругу вручную или фиксируют в специальном приспособлении. Перед шлифованием обрабатываемую поверхность очищают от частиц металла и абразива.

Движение образца при шлифовании вручную производят под углом 90° к направлению царапин от предшествовавшей обработки. Шлифуют до тех пор, пока полностью не исчезнут все следы царапин от предыдущей операции. Затем образец вновь очищают от налипшей наждачной пыли и переходят к шлифованию шкуркой с более мелким абразивом. Обычно оказывается достаточным использовать шлифовальные шкурки 4–5. После завершения шлифования образец тщательно промывают под струей воды.

Полирование служит для дальнейшего уменьшения неровностей на плоской поверхности образца, Полирование заканчивают, когда на поверхности исчезнут всякие риски, а сама поверхность станет зеркально гладкой. Полирование проводят механическим, электролитическим либо химическим методами.

Для механического полирования используют станок с вращающимся кругом, который обтянут тканью (фетром, сукном, драпом и др.). В качестве абразива чаще всего применяют тонкоизмельченный оксид хрома, который в виде взвеси в воде наносят на поверхность круга во время его вращения. Образец шлифованной поверхностью слегка прижимают к поверхности круга. Во время полировки образец перемещают от периферии к центру круга (чтобы обеспечить равномерное распределение абразива) и периодически поворачивают (чтобы исключить образование «хвостов» около включений на поверхности образца). Для получения хороших результатов при полировании необходимо, чтобы образец и руки оператора были очищены от шлифовального абразива. Круг во время полирования должен быть влажным. Механическое полирование можно производить также с помощью алмазных паст, в которых размеры зерен абразива могут достигать до 1 мкм. Пасту наносят на ватман тонким слоем, и полирование проводят так же, как и шлифование образца.

В способе электролитического полирования используют эффект растворения анода. На поверхности образца-анода при пропускании тока через электролит происходит растворение и выравнивание выступов. По-видимому, это – результат образования у поверхности образца вязкого слоя, состоящего из продуктов реакции металла и электролита. Толщина слоя над выступами и, следовательно, его электросопротивление в этих местах меньше, чем над впадинами. Поэтому во время электролитического полирования происходит преимущественное растворение выступов, и поверхность микрошлифа становится гладкой. Качество полирования зависит от исходного состояния поверхности образца, расстояния между образцом и катодом, плотности тока, температуры (вязкости) и перемешивания электролита. Преимущество электролитического полирования перед механическим состоит в том, что электролитическое полирование удаляет деформированный слой, образовавшийся на поверхности образца при шлифовании, тогда как при механическом полировании этого не происходит. Поэтому при изготовлении образцов из мягких материалов электрополирование оказывается практически незаменимым. Недостатки электрополирования – ускоренное растворение металла вблизи неметаллических включений (это приводит к образованию ямок

и выкрашиванию включений) и возникновению «завала» (скругления) кромок образца.

В некоторых реактивах взаимодействие с неровной поверхностью образца дает эффект выглаживания поверхности и в отсутствие тока. Такое полирование называется химическим. После полирования шлиф промывают в воде либо, если металл окисляется, – в этиловом спирте и просушивают фильтровальной бумагой.

Как уже было отмечено выше полирование производят с помощью специальных станков, в последние годы специальные станки так же используют для шлифования образцов. И чаще всего эти две операции по подготовки образцов для исследования микроструктуры на оптическом микроскопе выполняют на специальных шлифовально-полировальных машинах различных производителей. Одной из таких машин является шлифовально-полировальная машина SAPHIR 520, которая обладает широким выбором рабочих поверхностей и материалов, как для шлифования, так и для полирования. Внешний вид машины приводится на рисунке 2.1.



Рисунок 2.1 - Шлифовально-полировальный станок Saphir 520

Техническая характеристика шлифовально-полировального станка Saphir 520 приводится в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Техническая характеристика шлифовально-полировального станка Saphir 520

Параметр	Знамение
Напряжение, В / Частота тока, Гц	230 В/50 Гц, 110 В/ 60 Гц
Сила тока предохранителя, при 230В	16 А
Сила тока предохранителя, при 110В	10 А
Мощность загрузочного устройства	0,9 кВт
Мощность двигателя вращения рабочего колеса	0,75 кВт
Мощность, потребляемая головкой автоматического устройства	0,15 кВт
Диаметр диска	200÷250 мм
Рабочая скорость вращения	50÷60 об/мин
Скорость поворота держателя образцов	140 об/мин
Количество образцов, зажимающих в держателе	1÷5 штук диаметром 40 мм
Центральная сила	зависти от типа держателя
Единичное давление на образец	5÷100 Н
Общее давление на образцы	20÷250 Н
Шум при работе	макс 42 дб во время процесса
Масса станка	48 кг
Рабочая температура воздуха	10-40 ⁰ С
Давление воздуха	макс. 6 атм.

Данная шлифовально-полировальная машина оснащена микропроцессорной дозирующей системой для нанесения алмазных суспензий и смазки (рисунок 2.2). Данная система имеет:

- регулируемый интервал дозирования;
- три отдельные единицы смазки 1-х и 3-х алмазной подвески;
- точную дозировку капель (неконтролируемое образование капель избегается всасыванием лишней жидкости).

Данная система дозирования активируется через контроль и обеспечивает равномерную и автоматическую последовательную работу полирования с использованием 4 соединений для суспензионных сосудов, то есть смазочного материала.

Так же шлифовально-полировальная машина SAPHIR 520 оснащена контейнером для осаждения - подвижный алюминиевый сепаратор для осаждения измельчающего абразивного материала, состоящий из двухкамерной системы с переполнением. При этом входное сито контейнера для осаждения зацепляется в первую камеру и предназначено для сбора больших остатков измельчения.

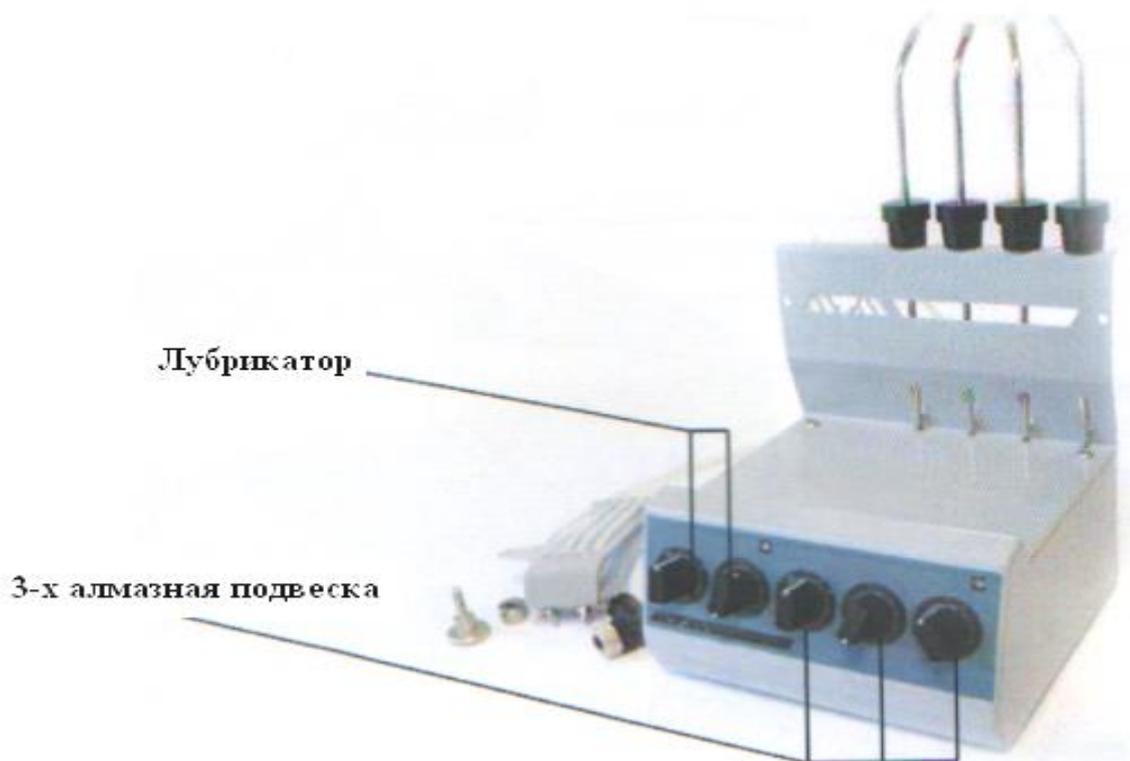


Рисунок 2.2 - Дозировочная система

2.1.2 Выявление микроструктуры

Выявление микроструктуры в большинстве случаев сводится к созданию на полированной поверхности неглубокого рельефа, в котором конфигурация неровностей повторяет расположение и очертания отдельных кристаллитов. Иногда такой рельеф создается при полировании образца. Например, на поверхности шлифа, полированного механическим способом, твердые кристаллиты несколько выступают, а мягкие – углублены. Во всех остальных случаях рельеф создают с помощью травления. Обычно используют химическое, электролитическое и термическое травление.

При химическом или электролитическом травлении, во-первых, образуются канавки на границах между зернами и, во-вторых, создается неодинаковая шероховатость поверхности зерен разных фаз или даже одной фазы (последнее имеет место в том случае, если у разных зерен одной и той же фазы с плоскостью шлифа совпадают разные плоскости кристаллической решетки). Канавки на границах образуются из-за того, что атомы в этих участках обладают повышенной энергией и поэтому легче вступают в химическую реакцию растворения. Неодинаковая шероховатость на поверхности зерен разных фаз или даже одной и той же фазы обусловлена той же причиной – неодинаковой химической активностью из-за различных свойств фаз или различающейся плотности упаковки атомов на разных плоскостях кристаллической решетки зерен одной и той же фазы. Поскольку атомы в сердцевине зерен имеют меньшую энергию, чем на их границах, рельеф на

поверхности менее глубокой, чем на границах. При наблюдении в отраженном свете максимальный оптический контраст создается между участками рельефа разной глубины, т.е. между границами и телом зерен. Контраст между разными зернами значительно слабее благодаря меньшему различию в глубине неровностей на их поверхности.

Контраст изображения структуры может быть усилен путем «окрашивания» зерен в разные цвета. Это достигается путем создания на поверхности шлифа прозрачной оксидной пленки, толщина которой на разных зернах неодинакова. При наблюдении в белом свете участки пленки разной толщины окрашиваются в разные цвета благодаря эффекту интерференции. Оксидные пленки получают путем нагрева полированного или слабо травленного шлифа в окислительной атмосфере. Для ряда сплавов подобраны реактивы, которые при взаимодействии с образцом создают на поверхности зерен разных фаз окрашенные пленки из продуктов химической реакции. Термическое травление производят путем нагрева полированного шлифа в неокисляющей атмосфере, предпочтительно в вакууме. Создание рельефа на поверхности, в первую очередь канавок термического травления на границах зерен, – результат удаления атомов из тех участков поверхности шлифа, где они имеют повышенную энергию. Это происходит вследствие увеличенной подвижности атомов при высоких температурах (не менее $0,6T_{пл}$). Перед выявлением структуры методом термического травления полирование шлифа следует производить электролитическим или химическим способом.

2.1.3 Принцип работы шлифовально-полировального станка Saphir 520

2.1.3.1 Замена держателя образца

Нажимаются вместе оба фиксатора и образец держателя отключается и может быть извлечен вниз и в сторону.

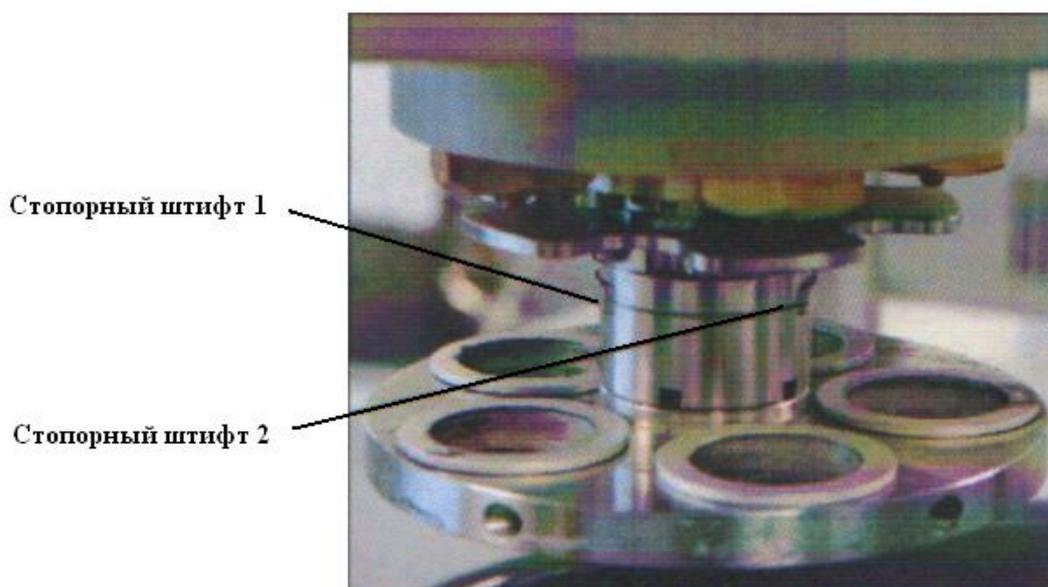


Рисунок 2.3 - Захват держателя образца

2.1.3.2 Элементы управления

На графическом дисплее отображаются функции аппарата на экране. Клавиши оператора задают требуемые функции машины. Ключ запуска инициирует последовательность полировки. Регулировочное колесо изменяет желаемые значения на дисплее.

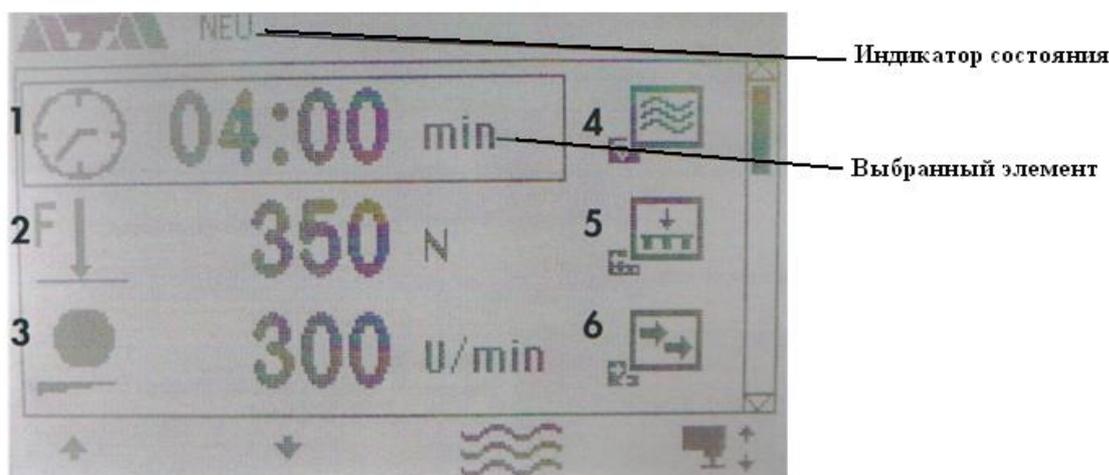
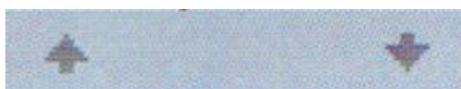


Рисунок 2.4 – Блок управление станком

На нижнем краю находятся иконки, которые показывают функции нижележащих клавиш.

Клавиши со стрелками



Используйте обе эти клавиши для выбора элементов в приведенной выше серии.

После элемента 6 нажмите еще раз, и экран снова прокрутится вниз.



2.1.3.4 Индикатор состояния

Индикатор состояния содержит информацию о выбранном элементе и текущем состоянии машины.

2.1.3.5 Регулировочное колесо

Поверните регулировочное колесо, чтобы изменить числовое значение (например, время) или настройку выбранного элемента.

2.1.3.6 Водоснабжение

При нажатии клавиши , подача воды может быть переключена с положения ВКЛ на ВЫКЛ вручную в любое время. Сила струи воды регулируется вручную при повороте ручки, точно так же, как обычный промывочный кран. Промывочный кран можно вытащить, чтобы промыть бассейн и рабочее колесо.

2.1.3.7 Автоматический режим

1) Все настройки элемента можно изменить, вращая регулировочное колесо.

2) Продолжительность работы.

Общее рабочее время шлифовки образца. Оно выключает станок автоматически после завершения заданного времени. Настраивается в 15-секундном шаге.

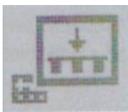


3) Подаваемое давление

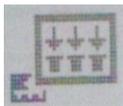
В зависимости от выбранного типа приложенного давления, регулировка осуществляется для центрального давления шаг 5 Н (от 20 Н до 350 Н) и для однократного давления шаг 1 Н (от 1 Н до 100Н).



4) Центральное давление

Установка подаваемого давления , воздействует на весь держатель образца во время шлифовки.

5) Одинарное давление

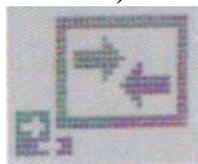
Установленное приложенное давление  ощущается на каждом единичном образце во время шлифования. Если происходит переключение между центральным и одиночным давлением, тогда рисунок на дисплее также изменяется.

6) Скорость шлифовального круга

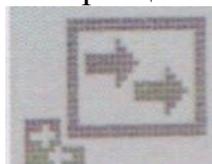


Скорость регулируется с шагом 10 оборотов в минуту для вращения рабочего колеса.

7) Направления вращения держатель образца



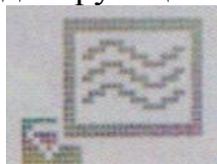
реверсивное движение



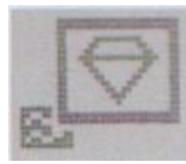
синхронный ход

8) Вода / Суспензия

Используйте эту настройку между выбором подачи воды и алмазной суспензии во время шлифования/полировки. Подвеска подается с помощью дозирующего устройства.



Выбрана вода



выбрана суспензия

Для автоматического режима можно сохранить до 19 пользовательских программ.

2.2 Порядок проведения работы

1 Изготовить микрошлиф углеродистой стали с использованием шлифования, механического полирования и химического травления в 3 %-ном растворе азотной кислоты в спирте; время травления 10–20 с. После травления шлиф следует промыть под струей воды и быстро высушить фильтровальной бумагой.

2 Изготовить микрошлиф легированной нержавеющей стали с использованием шлифования, электролитического полирования и электролитического травления. Электролит – концентрированная азотная кислота. Режим полирования: температура электролита 20–50°C, плотность тока 3–5А/см², время полировки 10–30 с; режим травления: температура электролита 20–50°C плотность тока 0,1А/см², время травления 20–60с. После травления шлиф промыть под струей воды и высушить фильтровальной бумагой.

3 Изучить под микроскопом поверхность каждого шлифа после окончания полирования и проведения травления, просмотрев образец в нескольких полях зрения при увеличении около x 100. На столик микроскопа ставить только сухие шлифы.

2.3 Содержание отчета

Отчет должен содержать следующие разделы:

1 Краткое введение.

2 Анализ полученных результатов (причины возникновения дефектов на полированной поверхности, причины выявления микроструктуры).

3 Выводы по работе (сравнение трудоемкости и качества полирования и травления использованными методами, анализ недостатков изготовленного шлифа).

4 Зарисовать и описать изображения поверхности образца после полировки и травления по приведенной схеме (таблица 2.2).

Таблица 2.2 – Результаты изучения поверхности образцов

Материал	Схематическая зарисовка изображения	Стадия обработки с указанием режимов	Описание изображения

Контрольные вопросы

- 1 Как обеспечивается соответствие структуры шлифа и изделия?
- 2 Какие требования предъявляют к поверхности шлифа?
- 3 Из каких стадий состоит подготовка поверхности микрошлифа?
- 4 Какие требования предъявляют к режимам вырезки и шлифования образца для исследования микроструктуры?
- 5 Как проводят ручное шлифование образца для исследования микроструктуры?
- 6 Как проводят механическое полирование?
- 7 Почему поверхность образца при электролитическом полировании становится зеркально гладкой?
- 8 В чем преимущества и недостатки электролитического полирования по сравнению с механическим?
- 9 Какие дефекты недопустимы на полированной поверхности микрошлифа?
- 10 В каких случаях обязательно применять не механическое, а электролитическое или химическое полирование?
- 11 Можно ли (и в каких случаях) наблюдать микроструктуру на полированном микрошлифе?
- 12 Почему при травлении микрошлифа на границах зерен образуются канавки?
- 13 Почему зерна одной фазы после травления могут выглядеть темнее зерен другой фазы?
- 14 Почему неодинаково могут травиться разные зерна одной и той же фазы?
- 15 Каковы возможные причины «окрашивания» зерен после операции выявления структуры?
- 16 Почему выявляется микроструктура образца после нагрева полированного шлифа в вакууме?

Лабораторная работа №3. Количественный металлографический анализ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- освоить основные методы количественной металлографии;
- визуальный метод оценки величины зерна;
- построение и анализ распределения зерен по размерам;
- определение объемной доли структурных составляющих.

ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ

Системный микроскоп OLIMPUS BX53M
Образцы (микрошлифы)

ЗАДАНИЕ

1. Освоение основных методов количественной металлографии;
2. Освоение визуального метода оценки величины зерна;
3. Построение и анализ распределения зерен по размерам;
4. Определение объемной доли структурных составляющих;
5. Выполнить отчет.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

3.1 Основные теоретические сведения

Количественная металлография (стереометрическая металлография, стереология) – система методов исследования, количественно оценивающих геометрические параметры пространственного микроскопического строения металлов и сплавов по измерениям на плоских сечениях.

При металлографическом анализе структуры ее можно охарактеризовать одним из трех методов: описательным; полуколичественным (с помощью условных чисел – баллов) и количественным. В настоящей работе рассматриваются два последних метода. Наиболее часто в практике встречаются две задачи количественной металлографии: определение размеров зерен и определение относительного объема структурных составляющих в материале. За пределом настоящей работы остаются другие стереологические задачи: реконструкция пространственной формы зерен или выделений по их плоским сечениям; определение кривизны поверхностей раздела; определение расстояний между элементами структуры; определение параметров топологической связности; определение двугранных углов между внутренними поверхностями раздела.

3.1.1 Определение размера кристаллитов. Основные параметры

В однофазной структуре поликристаллического металла кристаллиты (зерна) имеют величину, которая определяется числом зародышей (например, центров кристаллизации) и линейной скоростью их роста. Если центры кристаллизации равномерно распределены в объеме и скорости их роста в разных направлениях одинаковы, то образующиеся зерна окажутся выпуклыми многогранниками, по форме близкими к кубическому октаэдру (рисунок. 3.1, а). При этом средний угол между гранями в плоском сечении равен 120° , а число зерен, имеющих общее ребро, равно трем. Это означает, что плоское сечение зерен чаще всего имеет форму более или менее правильного шестиугольника.

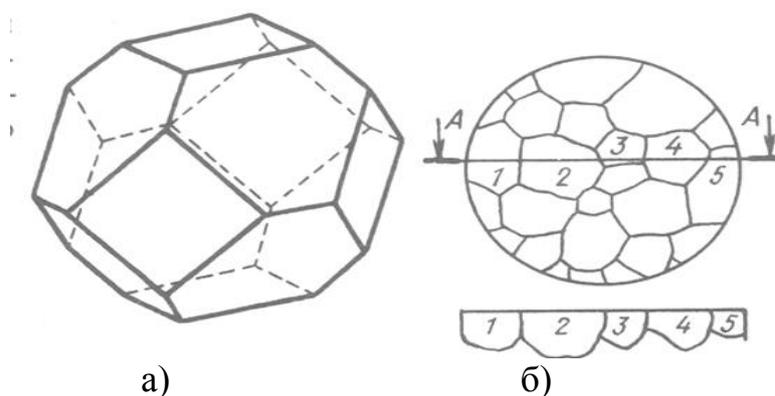


Рисунок 3.1 – Типичная объемная форма зерна (а) и сечение зеренной структуры случайным плоскостью (шлифа) по А-А (б)

Для количественной оценки металла с такой структурой используют следующие параметры:

- 1 Средний поперечник (условно – диаметр) зерна на плоскости шлифа d (мкм или мм).
- 2 Средний объемный поперечник (объемный диаметр) – D_V (мкм или мм).
- 3 Удельная поверхность границ зерен (в единице объема) – S_V ($\text{мм}^2/\text{мм}^3$).
- 4 Число зерен в единице объема – N_V , ($1/\text{мм}^3$).
- 5 Балл (номер) зерна – условное число, возрастающее при измельчении зерна.

Все перечисленные характеристики суть средние величины и не описывают изменчивость размеров зерен. Для учета изменчивости используют распределение зерен по размерам – функцию $N_V(D)$ и ее характеристики:

- а) моду распределения наиболее часто встречающийся размер зерен D_m (D_m общем случае не равно \bar{D});
- б) среднее квадратичное отклонение размера зерна от среднего – Q_D (мкм или мм).

В дальнейшем будет последовательно рассмотрена связь между этими величинами, указана область их использования и описаны основные экспериментальные методы их определения

Наиболее простые величины это d и D . При этом следует учитывать, что объемный диаметр D всегда больше, чем плоский диаметр d , так как плоскость шлифа лишь в редких случаях проходит через центр зерна (рисунок 3.1, б). Величины D_v и d связаны приблизительным соотношением:

$$\bar{d} \cong \frac{8}{3\pi} \bar{D} \approx 0,85\bar{D}, \quad (3.1)$$

причем часто величины d и D принимают равными друг другу.

Легко установить связь между удельной поверхностью границ зерен S_v и их поперечником (d или D). Поверхность сферы диаметром D равна πD^2 , а с учетом того, что каждая граница относится к двум зернам, – равна $\pi D^2/2$. Разделив эту поверхность на объем зерна $\pi D^3/6$, Получим удельную поверхность:

$$S_v = 3/\bar{D}. \quad (3.2)$$

Многие физические и механические свойства простым образом связаны с S_v . Так, например, твердость, прочность, коэрцитивная сила линейно зависят от S_v в широком интервале ее изменения. Удельная поверхность границ S_v , является более удобной (хотя и менее привычной) характеристикой структуры, чем поперечник зерен, так как d и D теряют смысл, если форма зерна существенно отличается от сферической. Поэтому методы, основанные на прямом определении S_v , т.е. методы, не использующие формулу (3.2), являются предпочтительными. Зная удельную поверхность границ, можно определить условную характеристику поперечник зерна D , обращая формулу (3.2) в $D = 3/S_v$

3.1.2 Распределение зерен по размерам

Введенные выше величины являются **средними**, и поэтому не дают представления о пределах изменения соответствующей характеристики, например размера зерна. В реальной структуре всегда встречаются зерна крупнее или мельче некоторого среднего. Более полную информацию о структуре дает распределение зерен по размерам, показывающее относительное число зерен в K -размерных группах, т.е. долю зерен, имеющих размер в некотором интервале значений, например от D_i , до $D_i + H$, где H – шаг разбивки, а D_i – номер размерной группы. Типичная кривая распределения зерен по размерам для образца отожженного железа показана на рисунок 3.2. Распределение на рисунок 3.2 является одномодальным, причем наиболее часто встречаются зерна, размер которых находится в размерной группе с пределами от 5 до 7,5 мкм (их более 30 % от общего числа зерен), однако из-за того, что распределение не подчиняется закону Гаусса, средний размер зерна составляет 9,1 мкм.

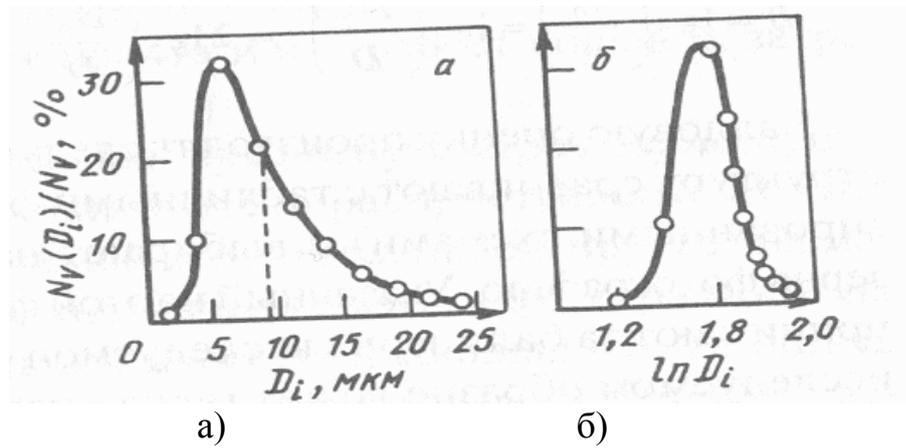


Рисунок 3.2 – Типичная кривая распределения зерен по размерам в обычных (а) и полулогарифмических координатах (б)

Отклонение размеров зерен D_i от среднего D характеризуется средним квадратичным отклонением σ_D , равным (если измерено n зерен)

$$\sigma_D = \frac{1}{\sqrt{n-1}} \sqrt{\sum_{i=1}^n (D_i - \bar{D})^2} . \quad (3.3)$$

или безразмерным отношением σ_D/D , которое называется коэффициентом изменчивости или вариации зерен

$$C = \frac{\sigma_D}{D} . \quad (3.4)$$

Для распределения, изображенного на рисунок 3.2, $\sigma_D = 4$ мкм, $C = 0,44$. Эксперименты показывают, что в отожженных металлах и сплавах распределение зерен по размерам близко к нормальному, если по оси абсцисс откладывают не диаметр, а логарифм диаметра частиц (рисунок 3.2, б). Такое распределение называют логарифмически **нормальным**.

3.1.3 Описание экспериментальных методов

Метод балловой оценки является простейшим методом определения величины зерна. В этом методе некоторой структуре со средней площадью зерна $A_0 = 0,128$ мм² (средним поперечником $d=0,38$ мм) приписывают номер (балл) $B = 0$. Балл зерна B со средней площадью A по определению есть двоичный логарифм отношения A_0/A , т.е.

$$B = \lg_2 \left(\frac{A_0}{A} \right) = \lg_2 \left(\frac{D_0}{D} \right)^2 = 2 \lg_2 \left(\frac{D_0}{D} \right) . \quad (3.5)$$

Балловую оценку производят следующим образом. Исследуемую структуру сравнивают с табличными фотографиями (или их идеализированными схемами) и выбирают наиболее близкую по размеру зерна фотографию. Указанный на этой фотографии балл (номер) зерна принимают за балл зерна исследуемой структуры. Если балл зерна в исследуемом образце лежит между целыми величинами, приведенными в таблице, разрешается использовать промежуточные (дробные) величины с шагом 0,5. В дальнейшем из таблицы (таблица 3.1) можно выписать характеристики структуры (среднюю площадь зерна и т.п.) или рассчитать их по формулам для V .

Таблица 3.1 – Характеристики структуры зерна

№ балла зерна	Средняя площадь зерна A , мкм ²	Поперечник зерна d , мкм	Число зерен зерна N_V мм ³
0	1280000	380	46
1	64000	250	128
2	32000	180	360
3	16000	130	1020
...
7	1000	30	23000

Поскольку табличные фотографии составлены для определенного увеличения ($\times 100$), то при использовании другого увеличения необходимо соответственно изменить балл зерна (таблица 3.2).

Таблица 3.2 – Пересчет номера зерна при использовании нестандартного увеличения

Увеличение	Действительный балл зерна							
	Балл зерна при стандартном увеличении							
	3	4	5	6	7	8	9	10
200	1	2	3	4	5	6	7	8
400	-1	0	1	2	3	4	5	6

Балловая оценка весьма субъективна, а количественные характеристики (A , d , N_V), которые она дает, относятся не к исследуемому образцу (строго говоря), а к табличной структуре. С другой стороны, балловая оценка наиболее проста и не требует больших затрат времени.

Методы количественной оценки средних размеров зерна существенно точнее балловой оценки и очень распространены. В этих методах изображение исследуемой структуры проектируется на матовое стекло микроскопа (можно использовать и фотографию), на котором очерчен прямоугольник известной площади F . Площадь шлифа, соответствующая этому прямоугольнику, равна F/N^2 (N – увеличение микроскопа).

Подсчитав среднее число зерен внутри прямоугольника n , легко определить среднюю площадь одного зерна A

$$\bar{A} = \frac{F}{N^2 n}. \quad (3.6)$$

В методе Джеффриса число зерен n , попавших в прямоугольник (квадрат), подсчитывают по формуле

$$n = p + \frac{1}{2}g + 1, \quad (3.7)$$

где p – число зерен, целиком находящихся в квадрате;
 g – число зерен, пересекаемых стороной квадрата (в среднем можно считать, что половина зерна находится в квадрате); единица учитывает четыре зерна, находящихся в углах квадрата и в среднем на $1/4$ принадлежащих ему (рисунок 3.3)

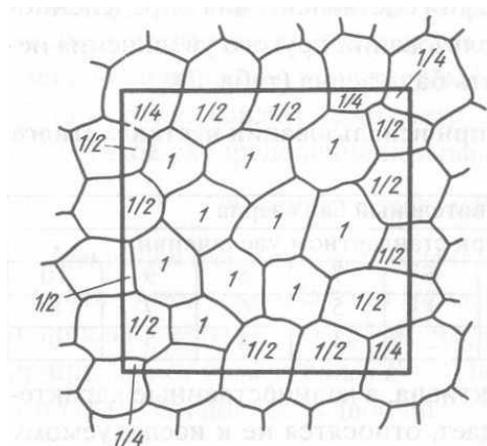


Рисунок 3.3 – Схема определения числа зерен, попавших в прямоугольник (метод Джеффриса)

По методу Салтыкова подсчитывают число узлов N_V , т.е. число стыков трех границ зерен. Из простых соображений следует, что

$$n = \frac{1}{2}N_V. \quad (3.8)$$

При подсчете зерен или стыков следует выбирать увеличение микроскопа таким, чтобы в прямоугольник попадало 10–20 зерен. В противном случае результаты окажутся неточными: при большом n – из-за трудности счета при утомлении зрения оператора, а при малом n – из-за неприменимости формул (3.7) и (3.8) вследствие неrepresentativeness выборки.

Определение удельной площади границ зерен S_V методом случайной секущей. В этом методе на изображение структуры проектируется секущая – линия любой формы (обычно прямая) с известной длиной на плоскости шлифа L (L равна видимой длине линии l , деленной на увеличение микроскопа или

фотографии N). Подсчитывают число пересечений секущей с границами зерен P и вычисляют число пересечений на единицу длины секущей P_L

$$P_L = \frac{P}{l/N}. \quad (3.9)$$

Независимо от формы зерен выполняется равенство

$$S_V = 2P_V. \quad (3.10)$$

Если L измерено в мм, то P_L в мм^{-1} , а S_V – в $\text{мм}^2/\text{мм}^3$. В частном случае «почти» сферических зерен формулу (3.10) можно получить без особого труда, так как величина l/P_L представляет собой среднее расстояние между границами зерен – длину случайно проведенной в окружности хорды. Средняя длина хорды l/P_L равна площади круга ($\pi d^2/4$), деленной на его диаметр (d), т.е. $\pi d/4$, откуда с учетом (3.1) и (3.2) следует формула (3.3).

Построение распределения зерен по размерам методом хорд. Универсальным и простым методом нахождения распределения зерен по размерам является модификация метода случайных секущих – метод хорд А.Г. Спектора. В этом методе последовательно измеряются длины хорд l_i , образованных пересечением случайной секущей с границами зерен (рисунок 3.4). Затем разбивают хорды на размерные группы с шагом H , равным обычно округленной длине самой большой хорды, деленной на выбранное число групп разбиения K :

$$H = \frac{l_{\max}}{K}. \quad (3.11)$$

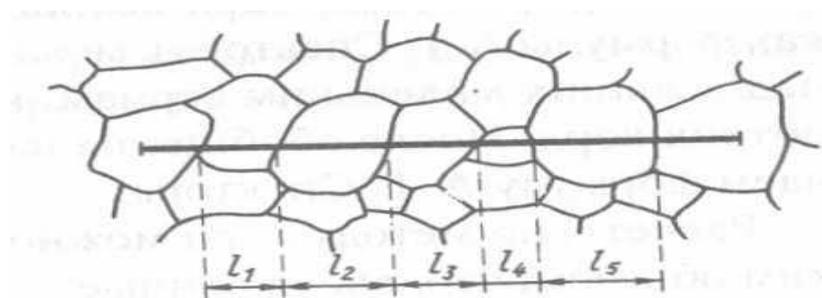


Рисунок 3.4 – Случайная секущая, наложенная на зеренную структуру, и длины хорд отдельных зерен l_1-l_5

Поскольку при большом K объем вычислительной работы очень велик, то K берут в пределах 8–15, но не более $\sqrt[3]{P}$, где P – общее число измеренных хорд.

В первую группу относят все хорды длиной от 0 до H ; во вторую – длиной от H до $2H$ и. далее, в i -тую группу – хорды длиной от $H(i-1)$ до Hi . К последней, K -й группе относят хорды длиной от $H(K-1)$ до KK , т.е. до l_{\max} .

Затем определяют число хорд в каждой размерной группе P_i и плотность числа хорд $P_{Li} = P_i/1$. По формуле, полученной А.Г. Спектором, число зерен в единице объема N_{Vi} , которые относятся к i -той размерной группе (т.е. имеют размер от $H(i-1)$ до Hi), равно:

$$N_{Vi} = \frac{4}{\pi H^2} \left(\frac{P_{Li}}{2i-1} - \frac{P_{Li}+1}{2i+1} \right). \quad (3.12)$$

Следует отметить, что $P_{L1} + P_{L2} + \dots + P_{LK} = P_L$. Это позволяет получить величину $S_V = 2P_L$. В свою очередь сумма всех N_{Vi} позволяет найти общее число всех зерен в единице объема:

$$N_V = \sum_{i=1}^K N_{Vi}. \quad (3.13)$$

При $K=1$ и в случае, когда все зерна одинаковы, формула А.Г. Спектора просто дает связь между средней длиной случайной хорды l , проведенной в шаре диаметром D_V , и числом шаров в единице объема N_V (которое по определению есть величина обратная объему шара):

$$N_V = \frac{4}{\pi D_V^2} \cdot \frac{1}{l}. \quad (3.14)$$

Если в структуре имеются зерна двух размерных групп с диаметром D и $2D$ (т.е. шаг разбивки $H = D$), то очевидно, что хорды длиной больше D ($i = 2$) принадлежат большим зернам, в то время как короткие хорды длиной меньше D ($i = 1$) принадлежат как маленьким зернам, так и большим. Вычислив долю хорд, имеющих длину меньше D , среди всех хорд больших зерен (второе слагаемое в скобках формулы А.Г. Спектора), можно найти число коротких хорд, принадлежащих маленьким зернам, которое меньше общего числа коротких хорд. После обобщения на произвольное число групп получаем формулу А.Г. Спектора. Расчеты по методу хорд можно запрограммировать для ЭВМ таким образом, что, вводя данные – длины хорд l_i каждого из измеренных зерен, после расчетов получают таблицу распределения зерен по размерам и по их логарифмам. В той же программе можно предусмотреть определение параметров распределения.

3.1.4 Определение объемной доли структурной составляющей

Относительное количество структурной составляющей выражают или в объемных долях V_V

$$V_{Vi} = \frac{V_i}{V}, \quad (3.15)$$

где V_i – объем структурной составляющей;
 V – объем образца; или в массовых долях M_M

$$M_{Mi} = \frac{M_i}{M},$$

(3.16)

где M_i – масса структурной составляющей;
 M – масса образца.

Связь между V_{Vi} и M_{Mi} можно найти, зная из справочников плотность ρ_i , структурной составляющей и плотность образца ρ_0 :

$$M_{Mi} = \frac{\rho_i V_{Vi}}{\rho_0}. \quad (3.17)$$

Если значение ρ_0 неизвестно, то его можно найти из соотношения:

$$\rho_0 = \sum_{i=1}^{N_c} \rho_i V_{Vi}. \quad (3.18)$$

где N_c – число структурных составляющих в сплаве.

Для вычисления ρ_0 надо знать плотность и объемную долю всех структурных составляющих. Плотность обычно дается в справочниках, а долю структурных составляющих V_{Vi} находят методом количественной металлографии.

Если определить экспериментально V_{Vi} , то можно рассчитать M_{Mi} и затем определить химический состав сплава C_A . Достаточно лишь знать состав каждой из N_c структурных составляющих:

$$C_{AO} = \sum_{i=1}^{N_c} C_{Ai} M_{Mi}, \quad (3.19)$$

где C_{AO} – массовая концентрация элемента A во всем сплаве;

C_A – массовая концентрация элемента A в отдельных структурных составляющих.

По принципу Кавальери относительный объем структурной составляющей (V_V) равен относительной площади, занимаемой ею на плоскости шлифа (A_A), или, в свою очередь, относительной длине занимаемой ею на случайно проведенной секущей (L_L), т.е.

$$V_V = A_A = L_L \quad \text{или} \quad V_V = \frac{V_i}{V} = \frac{A_i}{A} = \frac{L_i}{L}, \quad (3.20)$$

где A_i – площадь i -той структурной составляющей на шлифе площадью A ;

L_i – суммарная длина отрезков, попавших на i -тую структурную составляющую;

L – общая длина проведенной секущей.

Поскольку прямое определение объема, как правило, невозможно, то определение V_{Vi} проводят или путем измерения площадей A_i (точечный метод Глаголева), или путем измерения длин L_i (линейный метод Розиваля).

Точечный метод Глаголева основан на том, что точки, случайно спроектированные на изображение структуры, попадают на структурную составляющую с вероятностью, пропорциональной площади, занимаемой ею на шлифе. Поэтому если общее число точек равно n , причем на i -тую структурную составляющую попало n_i , то объемная доля V_{Vi} равна:

$$V_{Vi} = A_{Ai} = \frac{n_i}{n}. \quad (3.21)$$

В том случае, когда точка попадает на границу между структурными составляющими, ее считают за $1/2$ (рисунок 3.5). В качестве случайных точек удобно брать перекрестия квадратной сетки, вставленной в окуляр.

В **линейном методе Розиваля** определяют суммарную длину хорд L_i (в делениях шкалы), попавших на интересующую структурную составляющую (рисунок 3.6). Тогда

$$V_{Vi} = \frac{L_i}{L}, \quad (3.22)$$

где L – общая длина случайно проведенной секущей в делениях.

Погрешность определения V_{Vi} складывается в линейном методе из погрешности определения длины каждой хорды ΔL_i (одно деление шкалы окуляр-микрометра) и статистической ошибки ΔV_i . Для уменьшения ошибки L/L следует выбрать увеличение таким, чтобы каждое L равнялось 5–10 дел.

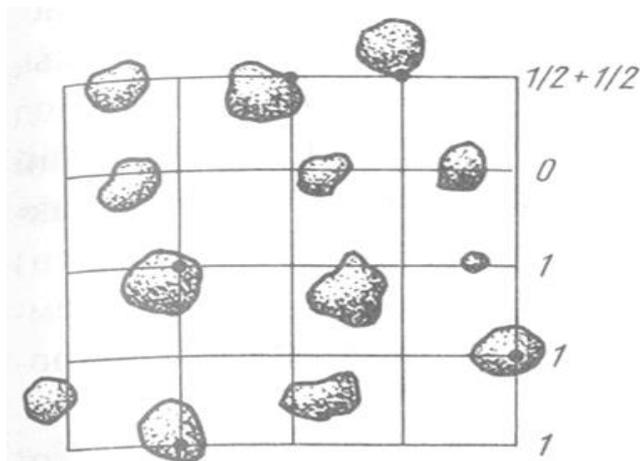


Рисунок 3.5 – Схема определения объемной доли темной структурной составляющей: всего 25 перекрестий (точек); из них 4 попали на темную составляющую (метод Глаголева)

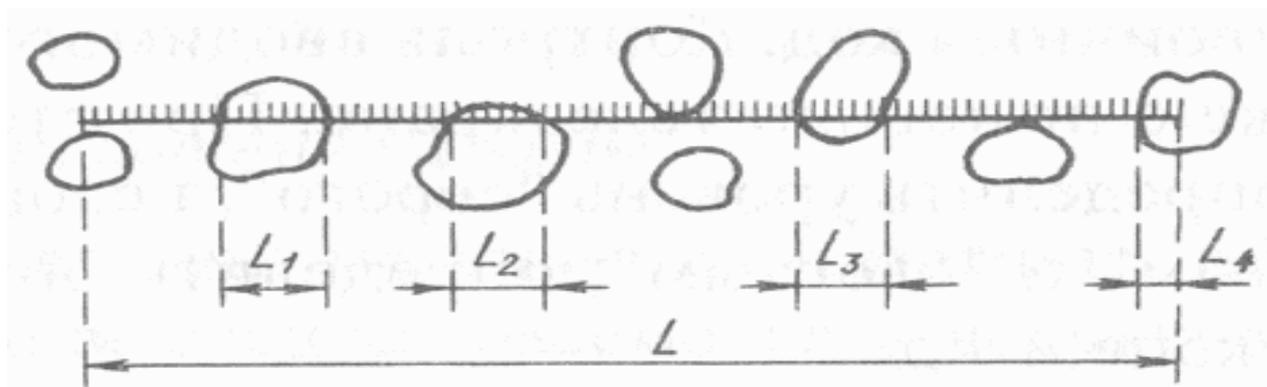


Рисунок 3.6 – Схема определения объемной доли структурной составляющей в виде включений (метод Розиваля). Из общей длины секущей L , на включения приходится длина $L_1+L_2+L_3+L_4$

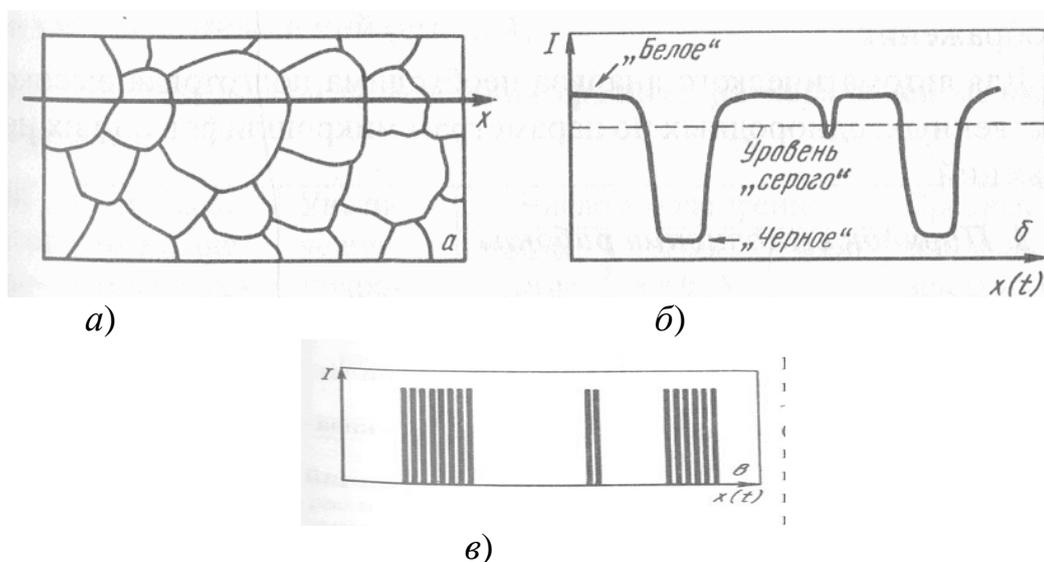
3.1.5 Автоматизация измерений в количественной металлографии (автоматический анализ изображения)

Принцип работы большинства существующих автоматических приборов состоит в поочередном анализе телевизионных строк (рисунок 3.7, а), из которых складывается изображение. Дискретные импульсы формирующиеся электронной схемой (рисунок 3.7, б, в), поступают на вход микропроцессора, так как представляют собой последовательный двоичный код. Контроль вводимого изображения проводится так же с помощью телеэкрана. При этом оператор может и должен определить уровень «серого», т.е. определить границу между «темным» и «светлым»; определить оптимальное увеличение микроскопа и т.д.

Легко видеть, что с теоретической точки зрения работа автоматического анализатора построена на линейных методах типа случайной секущей и метода хорд, где масштаб длины секущей определяется скоростью движения электронного луча по экрану и частотой заполняющих импульсов.

Анализаторы, работающие в диалоговом режиме, позволяют проводить и более подробную классификацию изображения, например отделять границы зерен от включений (рисунок 3.7) по яркости и длине соответствующего элемента; приписывать сигналам различной интенсивности условные цвета и тем самым использовать несколько уровней «серого»; классифицировать элементы структура по размерам, форме, яркости и т.д. с помощью соответствующей логики. Наиболее совершенные компьютерные анализаторы изображения позволяют «исправлять» его, убирая, например, дефект изображения.

Для автоматического анализа необходима подготовка высококачественных, однородных по параметрам микрошлифов или их изображений.



а - изображение структуры и линия сканирования (телевизионной развертки); б - профиль интенсивности света или сигнала I вдоль этой линии (минимумы соответствуют «темным» участкам, или границам зерен); в - та же кривая в «оцифрованном» виде как последовательность «нулей» и «единиц».

Рисунок 3.7 – Классификация изображения

3.2 Порядок выполнения работы

В работе предлагается решить следующие задачи:

1 Определить средний размер (d и D) в однофазном материале:

а) полуколичественным методом;

б) одним из методов количественной металлографии (по указанию преподавателя).

2 Определить удельную поверхность границ зерен S_V и средний поперечник зерна d методом случайной секущей.

3 Найти объемную долю графитных включений в чугуне (метод по указанию преподавателя) и рассчитать массовую долю графита.

4 Найти распределение зерен по размерам методом хорд Спектора с последующим расчетом параметров распределения и его статистических оценок.

3.2.1 Методика выполнения работы

1 Для оценки номера зерна студент получает стандартную таблицу. Перед проведением оценки следует рассмотреть структуру образца в нескольких полях зрения и выбрать характерный участок. Путем сравнения со стандартной таблицей определить номер зерна. Если зерно слишком мелкое, можно

воспользоваться увеличением, отличающимся от стандартного ($\times 100$). В этом случае действительный номер зерна пересчитывается с помощью таблица 3.2. После проведения полуколичественной оценки зарисовать микроструктуру образца, указан рядом с зарисовкой номер зерна и его средние площадь и поперечник (таблица 3.1).

Определение размера зерна методом Джеффриса или Салтыкова производится на том же образце, на котором находили номер зерна. Для проведения измерений необходимо перевести изображение на экран микроскопа и подобрать удобное для подсчетов увеличение.

Первичные результаты занести в таблицу (таблица 3.3 и 3.4). Под таблицей оставить свободное место для записи величин A и d и их стандартных отклонений.

Таблица 3.3 – Результаты определения среднего размера зерен методом Джеффриса

№ поля зрения	Площадь на экране микроскопа $F, \text{см}^2$	Увеличение микроскопа N	Число в поле зрения			Средняя площадь зерна в поле зрения $A=F/N^2, \text{мкм}^2$
			тройных стыков N_y	зерен $n=0,5N_y$	всего n	

Таблица 3.4 – Результаты определения среднего размера зерен методом Салтыкова

№ поля зрения	Площадь на экране микроскопа $F, \text{см}^2$	Увеличение микроскопа N	Число в поле зрения		Средняя площадь зерна в поле зрения $A=F/N^2n, \text{мкм}^2$
			«целых» P	«половинчатых» q	

Суммарное число подсчитанных зерен должно быть не менее 60, число полей зрения – не менее трех.

2 Для определения удельной поверхности границ зерен методом случайной секущей необходимо воспользоваться окуляр-микрометром – линейкой, вставленной в окуляр 7^x или 10^x . Предварительно следует с помощью объект-микрометра найти длину этой линейки. Результаты занести в таблицу (таблица 3.5). Под таблицей оставить место для записи средних значений S_V и l с их стандартными отклонениями.

Таблица 3.5 – Результаты определения удельной поверхности границ S_V и средней хорды l методом случайной секущей

№ поля зрения	Длина секущей, мм	Число пересечений секущей с границами P	$P_L=P/L, \text{мкм}^{-1}$	Удельная поверхность $S_V, \text{мкм}^{-1}$	Средняя хорда $l=1/P_L, \text{мкм}$

3 Определение объемной доли включений графита в чугуна проводят на нетравленных шлифах чугуна с шаровидным графитом. Для выполнения необходимых подсчетов следует наложить на структуру изображения сетки (метод Глаголева) или линейки (метод Розивеля). Затем проводят зарисовку микроструктуры

Первичные результаты заносят в таблицу (таблица 3.6 и 3.7), под которой оставляют место для записи среднего значения V_V с указанием отклонений и результатов расчета массовой доли графита.

Таблица 3.6 – Результаты определения объемной доли графита методом Глаголева

№ поля зрения	Общее число перекрестий сетки n	Число перекрестий, попавших на графит n_i	Объемная доля графита в поле зрения $V_{Vi} = n_i / n$

Таблица 3.7 – Результаты определения объемной доли графита методом Розивеля

№ поля зрения	Общая длина линейки L , дел	Суммарная длина хорд, попавших на графит, L_i , дел	Объемная доля графита $V_{Vi} = L_i / L$

4 Для нахождения функции распределения зерен по размерам измерения хорд проводят либо на микрофотографиях соответствующей структуры, либо на образце непосредственно под микроскопом. Для каждого поля зрения следует записывать деления секущей (линейки), соответствующие точкам ее пересечения с границами зерен. Так как на микроструктуре видна, строго говоря, не граница зерен, а канавка, образованная на границе (см. работу № 1), границы могут выглядеть как темные линии разной толщины. Если эта линия широкая, за положение границы принимают – единообразно во всей серии измерений – положение либо левого, либо правого края этой линии. Общее число точек пересечения по измерениям во всех полях зрения должно быть не менее 500.

В ЭВМ вводятся координаты точек пересечения границ с секущей, причем порядок ввода должен соответствовать порядку записи Измерений, в программе для ЭВМ предусмотрено автоматическое разделение серий данных для разных полей зрения. После ввода результатов измерений, в ЭВМ необходимо ввести цену деления секущей. Программа находит длины хорд, группирует результаты и выдает данные о функциях распределения зерен по размерам в линейном и логарифмическом масштабе и их статистические характеристики (средние значения и средние квадратичные отклонения).

Таблицы, выводимые ЭВМ на дисплей, необходимо полностью переписать в тетрадь. Если результаты выводятся в виде распечатки, в тетрадь следует вклеить распечатку.

3.2.2 Обработка результатов измерений

Все результаты измерений должны быть подвергнуты статистическому анализу с учетом того, что наблюдаемый разброс значений в количественной металлографии связан не только с экспериментальными ошибками, но и с изменчивостью самих измеряемых величин.

При методе балловой оценки статистический анализ практически невозможен, однако можно считать, что, например, средняя площадь зерна № 6,5 находится в пределах от значений, соответствующих зерну № 5,5, до зерна № 6,5, т.е. от 15000 до 3000 мкм².

Точность определения средних значений в большинстве случаев достаточно характеризовать средним квадратичным отклонением среднего σ_X . При n измерениях величины X , имеющей среднее значение, имеем:

$$\bar{X} = \sum X_i / n \quad (3.23)$$

Среднее квадратичное отклонение среднего σ_X находят по формуле:

$$\sigma_X = \left[\frac{\sum (X_i - \bar{X})^2}{n(n-1)} \right]^{1/2}, \quad (3.24)$$

а значение результата следует записывать в виде

$$X = \bar{X} \pm t\sigma_{\bar{X}}, \quad (3.25)$$

где t – коэффициент Стьюдента, который для различных n имеет следующие значения:

n	3	5	10	10
t (для надежности вывода 0,95...)	3,18	2,57	2,23	1,96

При записи результата в формуле (3.25) необходимо указывать принятое значение уровня надежности.

Для методов количественной металлографии уже проделаны расчеты числа измерений, которые необходимо провести для получения результата с некоторой заданной относительной ошибкой n . Например, число измеряемых точек пересечения P для расчета удельной поверхности границ S_V , при надежности 0,9 зависит от величины ε следующим образом:

ε	1	3	5	10	20
P	27000	19000	1000	270	60

3.3 Содержание отчета

Отчет о работе должен содержать:

- 1 Формулировку цели работы.
- 2 Теоретическое введение и описание применяемых экспериментальных методов.
- 3 Результаты измерений и их обработки:
 - а) зарисовку микроструктуры образцов и записи результатов измерений (в виде таблиц 3.3–3.7), рассчитанные значения средних квадратичных отклонений;
 - б) таблицы расчетов, полученных на ЭВМ, а также графики функций распределения зерен по размерам в линейном и логарифмическом масштабах (по абсциссе).
- 4 Сравнительную таблицу результатов измерения среднего зерна, полученных разными методами, с указанием пределов их варьирования (при надежности 0,95). Результаты расчета массовой доли графита в чугуне.

Контрольные вопросы

- 1 Какими величинами характеризуется однофазовая структура? Каковы преимущества и недостатки каждой характеристики?
- 2 В чем принцип визуального определения размера зерна?
- 3 Выведите формулу для определения величины зерна методами Джеффриса и Салтыкова.
- 4 В чем состоит метод случайной секущей? Какие параметры определяются этим методом?
- 5 Какие параметры характеризуют распределение зерен по размерам? Как они определяются?
- 6 Как оценить ошибку определения размера зерна? От чего она зависит?
- 7 Какие существуют методы определения содержания второй фазы? На чем они основаны? Какова область их применения? В чем преимущества и недостатки каждого метода?
- 8 Как оценить ошибку определения количества второй фазы? От чего она зависит?

Лабораторная работа №4. Микроструктура и твердость пластически деформированного и рекристаллизованного металла

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- изучить влияние холодной деформации на твердость и микроструктуру металла;
- сопоставить твердость металла после холодной и горячей деформации;
- изучить влияние отжига на твердость и микроструктуру деформированного металла;
- ознакомиться с методикой измерения твердости.

ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ

Системный микроскоп OLIMPUS BX53M
Образцы (микрошлифы)

ЗАДАНИЕ

1. Изучить влияние холодной деформации на твердость и микроструктуру металла;
2. Сопоставить твердость металла после холодной и горячей деформации;
3. Изучить влияние отжига на твердость и микроструктуру деформированного металла;
4. Ознакомиться с методикой измерения твердости;
5. Выполнить отчет

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

4.1 Основные теоретические сведения

Различают холодную и горячую пластическую деформацию; последнюю проводят при температурах, превышающих $0,5T_{пл}$ ($T_{пл}$ – абсолютная температура плавления). В обоих случаях пластической деформации металл упрочняется (т.е. повышается его сопротивление пластической деформации), но величина упрочнения и ее зависимость от степени деформации неодинаковы. При холодной деформации твердость, которая характеризует сопротивление металла большим пластическим деформациям, непрерывно возрастает с увеличением степени деформации ε (рисунок 4.1), т.е. металл непрерывно упрочняется. При горячей деформации, как видно из рисунка 4.1, упрочнение тоже происходит, но в меньшей мере, и лишь до некоторой степени деформации ε_c . При $\varepsilon > \varepsilon_c$ твердость металла не возрастает, т.е. упрочнение отсутствует. Это объясняет широкое распространение горячей деформации в практике обработки металлов давлением. Величина ε_c зависит от температуры и скорости деформации, схемы деформации (волочение, прокатка, прессование и

т.д.) и природы металла. Упрочнение при горячей деформации ослабляется с повышением температуры и уменьшением скорости деформации. Описанные различия в поведении металла при холодной и горячей деформации связаны со структурными изменениями в материале во время деформации.

Пластическая деформация металла происходит главным образом путем сдвига отдельных частей зерен друг относительно друга. Сдвиг осуществляется по определенным плоскостям кристаллической решетки, которые называют плоскостями сдвига, и вдоль определенных направлений – направлений сдвига. Как правило, плоскости сдвига – наиболее плотноупакованные плоскости кристаллической решетки, а направления сдвига – наиболее плотноупакованные атомные ряды. Плоскость и направление сдвига образуют систему сдвига.

Деформация по какой-либо системе начинается, когда сдвиговая составляющая напряжения от внешних сил, действующая в этой системе, превысит критическую величину. Поэтому при нагружении поликристаллического материала сдвиговая деформация начинается раньше в тех зернах, где напряжение сдвига хотя бы в одной из систем превысит эту величину.

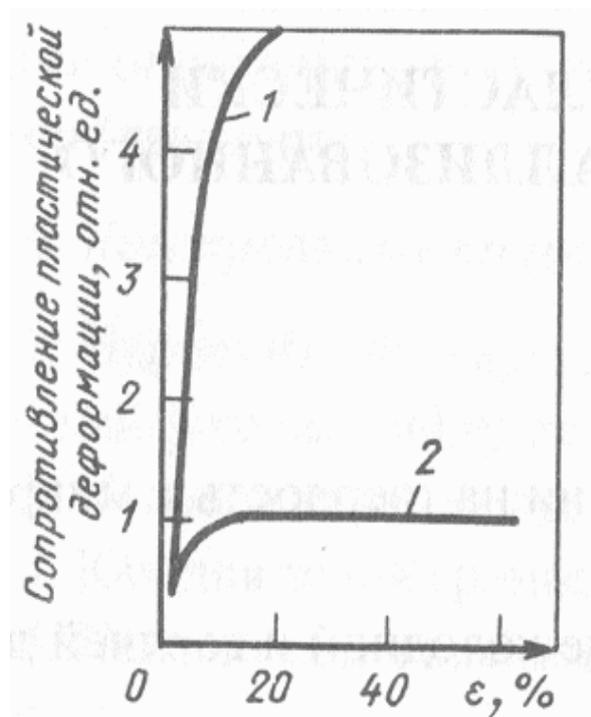


Рисунок 4.1 – Сопротивление алюминия деформации при 20(1) и 200° (2)

При увеличении внешней силы в деформацию будут вовлекаться и другие зерна, по мере того как в системах сдвига этих зерен действующее напряжение достигнет критического значения. В ходе деформации в каждом зерне поликристалла может действовать до 3–5 систем сдвига. При этом число систем, действующих у границ зерен, больше, чем в теле зерна, так как на приграничную область помимо напряжений от внешней силы «давят» соседние зерна, деформирующиеся каждое по-своему.

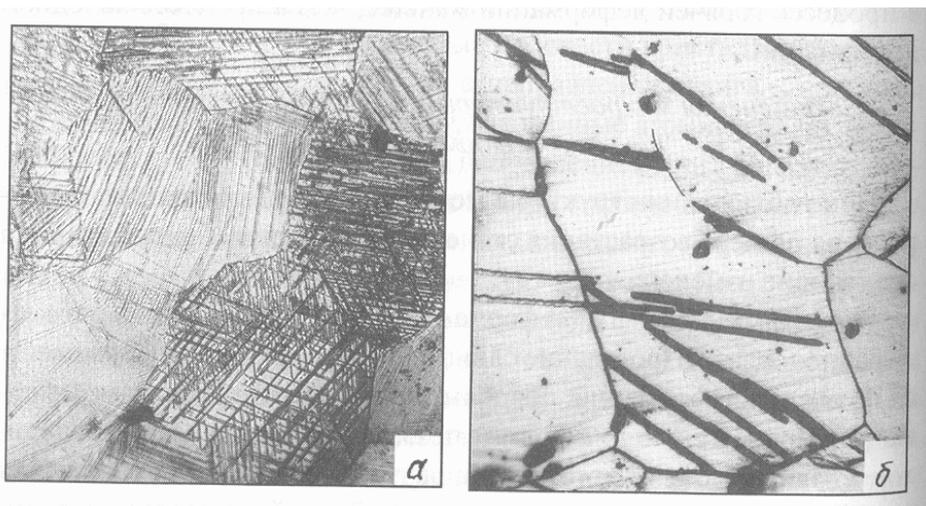
Сдвиг в зерне осуществляется путем скольжения дислокаций по плоскостям сдвига. Скольжение дислокаций сопровождается их размножением, так что плотность дислокаций возрастает от 10^7 – 10^8 см/см³ в недеформированном металле до 10^{11} – 10^{12} см/см³ при больших степенях холодной деформации. При малых степенях деформации дислокации распределены в зернах довольно равномерно, при больших ε дислокации образуют сплетения, которые разбивают объем деформированного зерна на отдельные ячейки поперечником $<0,5$ мкм. Увеличение плотности и неоднородности распределения дислокаций затрудняет их дальнейшее перемещение, поскольку скопления дислокаций создают внутри зерен далекодействующие поля упругих напряжений. Из-за этого для продолжения пластической деформации необходимо увеличивать внешнюю силу. Последнее означает, что металл во время деформации упрочняется.

Различный характер упрочнения при холодной и горячей деформации связан с тем, что тепловое воздействие на металл при горячей деформации изменяет распределение и уменьшает плотность дислокаций внутри зерен. Благодаря этому, упрочнение при больших ε в процессе горячей деформации меньше, чем в процессе холодной деформации.

4.1.1 Изменения микроструктуры при холодной пластической деформации

При наблюдении структуры металла с помощью светового микроскопа по мере возрастания степени деформации обнаруживаются следующие изменения. При малых ε (до ~ 10 %) форма зерен не изменяется: они остаются равноосными. Протекание сдвиговой деформации обнаруживается по следам деформации: полосам сдвига и (или) двойникам деформации. Полосы сдвига имеют вид прямых либо искривленных штрихов в зависимости от того, как движутся дислокации при скольжении. Если движение происходит по одной и той же плоскости сдвига, полосы прямые (это характерно для большинства металлов с ГЦК решеткой и для металлов с ГП решеткой). Если же при своем скольжении дислокации переходят с одной плоскости сдвига на другую, полосы сдвига извилистые (это характерно для ОЦК металлов и алюминиевых сплавов). На микрошлифе деформированного металла, изготовленного после проведения деформации, полосы сдвига видны только в том случае, если использованный для выявления структуры реактив приводит к образованию ямок на дислокациях. В плоскостях, по которым идет скольжение дислокаций, их количество увеличено. Поэтому ямки травления по линии пересечения таких плоскостей с поверхностью образца расположены чаще, чем в других, и при травлении они сливаются в линии (рисунок 4.2, а). Двойник деформации представляет собой пластину, кристаллическая решетка которой определенным образом повернута относительно решетки исходного зерна. Такие двойники образуются при деформации ГП металлов и в ОЦК металлах (при больших скоростях деформации). Двойниковые пластины лежат вдоль определенных плоскостей сдвига и имеют характерное заострение на концах (рисунок 4.2, б).

Средние и большие степени деформации приводят к изменению формы зерен, отвечающему удлинению при растяжении, сплющиванию при сжатии и т.п. Наряду с этим увеличение степени деформации сопровождается нарастанием количества и плотности расположения следов деформации в зернах. Уже при средних степенях деформации они становятся неразличимыми и внутри зерна травление шлифа выявляет лишь полосчатый сильно травящийся рельеф (рисунок 4.3). При больших степенях деформации увеличение плотности следов скольжения приводит к тому, что тело зерен травится реактивом почти так же сильно, как и границы зерен.



а) б)
Рисунок 4.2 – Микроструктура слабдеформированной легированной стали (а) $\times 200$ и крупнозернистого железа после слабой высокоскоростной деформации (б) $\times 100$



Рисунок 4.3 – Микроструктура технического железа после деформации по степени обжатия 60% $\times 340$

4.1.2 Изменение микроструктуры при нагреве холоднодеформированного металла

Металл, в котором деформация привела к повышению плотности дислокаций и возрастанию внутренних упругих напряжений, находится в термодинамически нестабильном состоянии. Поэтому при нагреве холоднодеформированного металла самопроизвольно протекают процессы, переводящие его в более стабильное состояние.

Эти процессы вызывают изменения структуры, сопровождающиеся разупрочнением металла. Характер структурных изменений и степень разупрочнения связаны с интенсивностью диффузионных процессов в металле и, следовательно, с температурой и продолжительностью нагрева. Обработку деформированного металла путем его нагрева до некоторой температуры и выдержки при ней называют **отжигом**.

При отжиге происходит (по мере повышения температуры) **возврат** (до $\sim 0,4 T_{пл}$), **первичная рекристаллизация** ($0,4-0,5 T_{пл}$) и **рост зерен**.

Возврат и первичная рекристаллизация приводят к уменьшению плотности дислокаций в деформированном металле. При возврате наблюдаемые в световой микроскоп изменения микроструктуры незначительны: зерна, оставаясь вытянутыми, выглядят более светлыми, чем в деформированном металле.

При первичной рекристаллизации в структуре появляются недеформированные зерна. Эти новые зерна в микроструктуре заметно отличаются от деформированных: они имеют равноосную форму и значительно светлее деформированных (рисунок 4.4). По мере развития первичной рекристаллизации новые зерна увеличиваются в размерах, постепенно поглощая окружающие их деформированные зерна. Первичная рекристаллизация оканчивается, когда деформированные зерна будут полностью съедены новыми зернами (рисунок 4.5).

Рост зерен – это укрупнение недеформированных кристаллитов путем поглощения их друг другом. Причина этого процесса – уменьшение удельной протяженности границ зерен S_V , благодаря чему уменьшается суммарная энергия этих поверхностей. Таким образом, при первичной рекристаллизации происходит замена структуры деформированного металла на структуру металла недеформированного, а при росте зерен – укрупнение зерен в металле, структура которого состоит из недеформированных кристаллитов.

При первичной рекристаллизации новые зерна возникают в тех участках деформированного металла, которые были сильно искажены при пластической деформации. Поэтому:

а) новые зерна образуются чаще всего у границ деформированных зерен, где при деформации действовало несколько систем сдвига и где ячеистая структура мельче и неоднороднее;

б) температура начала первичной рекристаллизации уменьшается с увеличением степени деформации (до $\sim 0,4 T_{пл}$ после больших ϵ);

в) число возникающих при первичной рекристаллизации зерен возрастает с увеличением степени деформации.

При отжиге после малых (до $\sim 10\%$) степеней деформации зарождение новых зерен не наблюдается, а происходит лишь рост наиболее слабо

деформированных исходных зерен. С увеличением степени деформации в указанном диапазоне ($< 10\%$) число растущих зерен уменьшается.

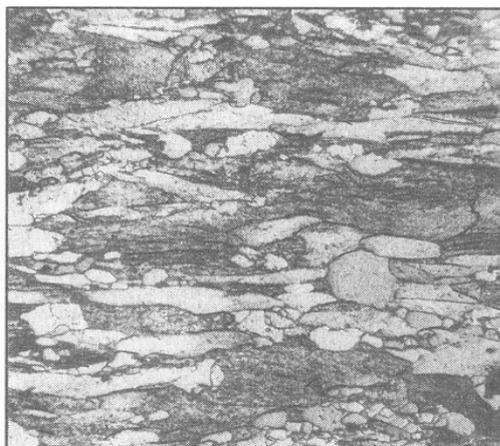


Рисунок 4.4 – Начальная стадия первичной рекристаллизации в деформированном техническом железе, $\times 340$

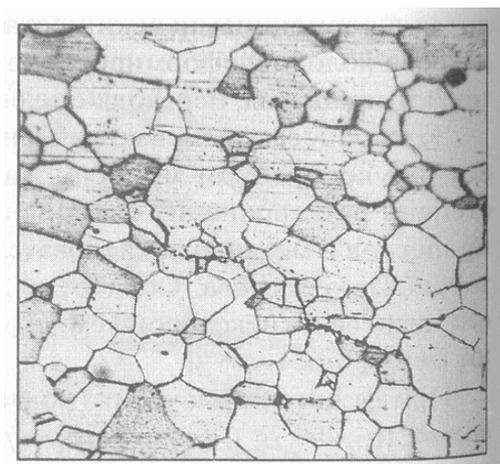


Рисунок 4.5 – Микроструктура технического железа после завершения первичной рекристаллизации, $\times 100$

Из сказанного следует, что зависимость от степени деформации среднего размера зерна после отжига при одной и той же температуре изображается восходящим участком при $\epsilon < 10\%$ и нисходящим при $\epsilon > 10\%$ (рисунок 4.6). Из таких зависимостей, полученных для разных температур отжига, строят трехмерную диаграмму в координатах «средний размер зерна (ордината) – степень деформации (абсцисса) – температура отжига (аппликата)». Такую диаграмму называют **диаграммой рекристаллизации** и используют для выбора условий получения металла с заданным размером зерна.

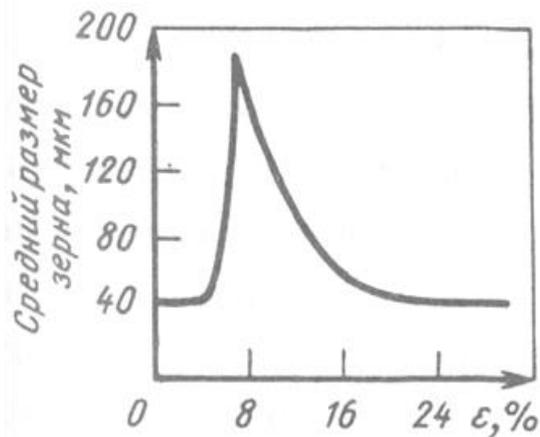


Рисунок 4.6 – Диаграмма рекристаллизации для технического железа (отжиг при 815 °С, 1ч)

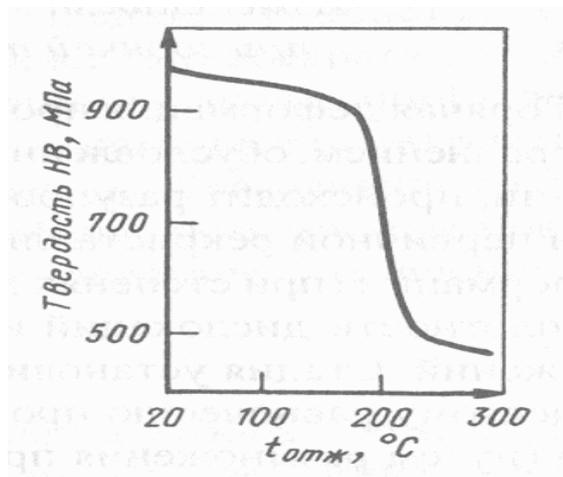


Рисунок 4.7 – Изменение твердости при отжиге холоднодеформированной меди технической чистоты

Разупрочнение при отжиге холоднодеформированного металла происходит в ходе возврата и при первичной рекристаллизации (рисунок 4.7). При возврате твердость уменьшается на 10–30 % (в некоторых сплавах – на 80–90 %). Протекание первичной рекристаллизации приводит к падению твердости до уровня, характерного для недеформированного металла. Рост зерен практически не изменяет твердость, достигнутую при первичной рекристаллизации. Понижение твердости при отжиге холоднодеформированного металла обусловлено изменением его субструктуры. При возврате происходит перераспределение дислокаций внутри деформированных кристаллитов, при котором средняя плотность дислокаций уменьшается вследствие их аннигиляции. Последнее, как следует из сказанного выше, приводит к уменьшению внутренних упругих напряжений и разупрочнению металла. При первичной рекристаллизации возникают новые зерна, плотность дислокаций в которых понижена до величины 10^7 – 10^8 см/см³, характерной для недеформированного металла. Эта величина намного ниже,

чем в холоднодеформированном металле (10^{11} – 10^{12} см/см³) и в деформированном металле, испытывавшем возврат (10^9 – 10^{10} см/см³). Поэтому возникновение и рост новых зерен при первичной рекристаллизации приводят к резкому понижению твердости, которое происходит до тех пор, пока не будут поглощены все деформированные зерна.

4.1.3 Изменения микроструктуры и твердости при горячей пластической деформации

Горячая деформация проводится в условиях, когда одновременно с упрочнением, обусловленным размножением дислокаций при скольжении, происходит разупрочнение, вызванное протеканием возврата и первичной рекристаллизации. Стадия упрочнения при горячей деформации (при степенях деформации $\epsilon < \epsilon_c$) связана с увеличением плотности дислокаций и возрастанием внутренних упругих напряжений. Стадия установившегося течения ($\epsilon > \epsilon_c$) отвечает динамическому равновесию процессов возрастания плотности дислокаций (путем размножения при скольжении) и ее уменьшения (путем частичного уничтожения при возврате либо в результате возникновения и роста новых зерен при рекристаллизации).

Следовательно, твердость металла, подвергнувшегося горячей деформации, не зависит от степени деформации ϵ при $\epsilon > \epsilon_c$ и всегда ниже твердости металла, деформированного в холодную на ту же степень.

Возврат и рекристаллизацию, идущие одновременно с деформацией, называют **динамическим возвратом и динамической рекристаллизацией**. В некоторых металлических сплавах, например в сплавах алюминия, при горячей деформации обычно происходит только динамический возврат. В сплавах железа, которые при температуре деформации имеют ГЦК решетку, и в сплавах меди протекает динамическая рекристаллизация.

Микроструктура и свойства горячедеформированного металла могут измениться после прекращения деформации, во время паузы между последовательными этапами пластической деформации или во время остывания металла после завершения деформации. Вследствие этого после охлаждения материала, в котором во время обработки проходила динамическая рекристаллизация, наблюдается микроструктура из равноосных зерен. В металле, испытывавшем в ходе деформации динамический возврат, после его охлаждения может наблюдаться структура, состоящая из мелких рекристаллизованных зерен (обычно в поверхностных слоях изделия) и вытянутых деформированных зерен.

Твердость металла, подвергнувшегося горячей деформации, несколько больше твердости металла, прошедшего рекристаллизационный отжиг. При протекании динамического возврата это объясняется сохранением повышенной плотности дислокаций в деформированных зернах. При протекании динамической рекристаллизации в части рекристаллизованных зерен, образовавшихся в ходе деформации, успевает пройти скольжение, вызывающее

повышение в них плотности дислокаций и, как следствие, увеличение твердости материала.

4.2 Порядок выполнения работы

1 Измерить твердость и размер (толщину) образцов железа, подвергнутых холодной деформации, разной по величине. Измерить твердость образца горячедеформированного железа. Результаты измерений занести в таблица 4.1.

Таблица 4.1 – Результаты измерения твердости деформированных образцов

№ образца	Исходная толщина H_0 , мм	Толщина после деформации H_i , мм	Степень деформации ε , %	Твердость HRB	Твердость HB

2 Провести отжиг при 5-6 различных температурах образцов железа и меди, подвергнутых одинаковой холодной деформации. Измерить твердость до и после отжига. Результаты занести в таблицу 4.2.

Таблица 4.2 – Результаты измерения твердости образцов, подвергнутых отжигу (степень деформации $\varepsilon=...$, время отжига...мин)

№ образца	Материал	Температура отжига, °С	Твердость HRB	Твердость HB

3 Изучить на коллекции микрошлифов микроструктуру железа после холодной и горячей пластической деформации и рекристаллизационного отжига. Если работа проводится за два занятия, на первом выполняются пп. 1 и 2, на втором – п. 3.

4.2.1 Обработка результатов эксперимента

1 По первичным результатам Измерения твердости найти средние значения и их средние квадратичные отклонения (предварительно перевести измеренные значения в шкалу Бринелля).

2 Построить зависимость твердости железа от степени холодной деформации ε . Величина

$$\varepsilon = [(H_0 - H_i) / H_0] 100\%, \quad (4.1)$$

где H_0 и H_i – исходная (до деформации) и фактическая толщина образца соответственно

На тот же график нанести величину твердости горячедеформированного образца.

3 Построить графики зависимости твердости от температуры отжига холоднодеформированных железа и меди (время отжига 30 мин). По этим графикам найти температуры начала и конца рекристаллизации и выразить их в долях от температуры плавления.

4 При изучении микроструктуры деформированных и отожженных образцов указать (для каждого образца):

а) форму зерен (равноосные, вытянутые, степень вытянутости) и их размер;

б) наличие следов деформации в зернах, вид и расположение этих следов внутри одного зерна и в разных зернах;

в) травимость зерен.

Провести сравнение этих показателей для образцов с разной степенью деформации или после отжига при различных температурах.

4.3 Содержание отчета

Отчет по работе должен содержать:

1 Краткое изложение введения. Если работа проводится за два занятия, то конспект должен содержать теоретический материал к каждому занятию отдельно: на одном изучается влияние деформации и отжига на упрочнение и разупрочнение металла, на втором – изменения микроструктуры при пластической деформации и отжиге.

2 Краткое описание методики измерения твердости по Роквеллу.

3 Результаты измерений твердости (таблица 4.1 и 4.2) и описание микроструктур образцов.

4 Графики зависимости твердости от степени деформации для железа и меди.

5 Обсуждение результатов эксперимента: сопоставление измерений твердости с микроструктурой образцов при холодной деформации и отжиге; сравнение твердости холодно- и горячедеформированного и полностью рекристаллизованного железа; сопоставление температур начала первичной рекристаллизации железа и меди.

6 Выводы:

а) о причинах упрочнения при холодной деформации и разупрочнения при рекристаллизации;

б) о причинах пониженного упрочнения при горячей деформации;

в) о причинах различия (или сходства) нормированных на T_{nl} температур начала рекристаллизации железа и меди.

Контрольные вопросы

1 Как и почему изменяется прочность металла при холодной пластической деформации?

2 Почему в разных зернах поликристалла сдвиг начинается при разной величине внешней силы?

3 Одинаково ли расположены полосы сдвига (двойники деформации) в разных зернах поликристалла?

4 Как изменяется микроструктура металла при холодной пластической деформации?

5 Почему упрочнение при горячей деформации меньше, чем при холодной?

6 Почему при больших степенях горячей деформации упрочнение отсутствует?

7 Какова микроструктура горячедеформированного металла?

8 Чем отличается твердость горячедеформированного металла от твердости рекристаллизованного металла?

9 Как изменяется прочность холоднодеформированного металла при отжиге?

10 Какие изменения микроструктуры наблюдаются при возврате в холоднодеформированном металле?

11 При каких температурах начинается и завершается первичная рекристаллизация?

12 Чем отличаются изменения твердости при первичной рекристаллизации и при возврате?

13 В чем состоят изменения микроструктуры при первичной рекристаллизации?

14 Какие изменения микроструктуры происходят при отжиге после завершения первичной рекристаллизации?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №5. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ЗАКАЛЕННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- научиться выбирать оптимальную температуру нагрева под закалку сталей с различным содержанием углерода;
- научиться переходить от частного (оптимальная температура нагрева под закалку одной стали) к общему (оптимальные температуры нагрева под закалку для различных углеродистых сталей).

ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ

Шлифовально-полировальная машина (станок) SAPHIR 520
Набор эталонных микрошлифов и фотографий сталей марок 40, У8, У12
промышленного производства
Трубчатая печь сопротивления Nabertherm
Твердомеры
Системный микроскоп OLIMPUS BX53M

ЗАДАНИЕ

1. Изучить влияние температуры нагрева различных углеродистых сталей на микроструктуру и твердость после закалки.
2. Выполнить отчет

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

5.1 Основные теоретические сведения

Цель любого процесса термической обработки состоит в том, чтобы путем нагрева до определенной температуры и последующего охлаждения получить желаемое изменение структуры сплава, а следовательно, и его свойств.

В зависимости от уровня получаемых механических свойств термическую обработку делят на упрочняющую и смягчающую.

К упрочняющим видам термической обработки относятся различные способы закалки и термомеханическая обработка.

Закалка с полиморфным превращением - это операция термической обработки, включающая нагрев выше температуры фазового превращения и последующее охлаждение со скоростью, превышающей критическую скорость, необходимую для получения мартенситной структуры.

Применительно к стали нагрев под закалку должен осуществляться выше критических точек A_{c3} или A_{c1} (в зависимости от содержания углерода в стали),

а последующее быстрое охлаждение должно быть таким, чтобы предотвратить распад аустенита на феррито-цементитную структуру.

Выбор оптимальной температуры нагрева под закалку является одним из главных условий, обеспечивающих высокое качество закалки.

При закалке доэвтектоидных сталей до температур, лежащих в межкритическом интервале ($A_{c1} \div A_{c3}$), в структуре наряду с мартенситом будет находиться феррит, который снижает твердость закаленной стали. Такая закалка называется неполной и применяется очень редко, в основном, для низкоуглеродистых сталей с целью получения высокой технологической пластичности.

В заэвтектоидной стали при закалке температур выше A_{c1} , но ниже A_{cm} наряду с мартенситом будет находиться цементит. Наличие в структуре закаленной стали избыточного цементита глобулярной формы во многих отношениях полезно. Например, включения избыточного цементита повышают износостойкость стали.

Нагрев же заэвтектоидной стали выше температуры A_{cm} нецелесообразен, так как он не только не повышает твердости стали после закалки, а наоборот, ее снижает вследствие растворения избыточного цементита и увеличения количества остаточного аустенита. Кроме того, при нагреве выше A_{cm} растет зерно аустенита, интенсивнее происходит обезуглероживание стали с поверхности, увеличивается опасность возникновения высоких закалочных напряжений, увеличивается расход электроэнергии или газа.

Нагрев до- и заэвтектоидных сталей до температур, значительно превышающих критические точки A_{c3} и A_{cm} , приводит к перегреву или даже пережогу стали. Перегретая сталь в закаленном состоянии характеризуется грубым крупногочечатым строением и низкими механическими свойствами. При пережоге происходит окисление стали по границам зерен, сталь становится непригодной для использования.

Для углеродистых сталей температуру закалки определяют по диаграмме состояния “железо-цементит”.

5.2 Порядок выполнения работы

1 Доэвтектоидную сталь (например, сталь 40) нагревают до температур:

- а) несколько ниже точки A_{c1} , (650°C);
- б) выше точки A_{c1} , но ниже точки A_{c3} (760°C);
- в) выше точки A_{c3} на $30 \div 50^{\circ}\text{C}$ (820°C);
- г) выше точки A_{c3} на $100 \div 150^{\circ}\text{C}$ (900°C).

2 Эвтектоидную сталь нагревают до температуры:

- а) несколько ниже точки A_{c1} (650°C);
- б) выше точки A_{c1} на $30 \div 50^{\circ}\text{C}$ (760°C);
- в) выше точки A_{c1} на $150 \div 200^{\circ}\text{C}$ (900°C).

3 Заэвтектоидную сталь (например, сталь У12) нагревают до температуры:

- а) несколько ниже точки A_{c1} (650°C);

б) выше точки A_{c1} на $30 \div 50^\circ\text{C}$ (760°C);

в) выше точки A_{cm} на $30 \div 50^\circ\text{C}$ (900°C).

4 Общее время нагрева, включающее собственное время нагрева и время выдержки при данной температуре, определяется по данным таблицы 5.1.

Таблица 5.1 - Общее время нагрева

Температура нагрева, $^\circ\text{C}$	Продолжительность нагрева (круг), мин	Продолжительность нагрева (квадрат), мин	Продолжительность нагрева (пластина), мин
600	2	3	4
700	1,5	2,2	3
800	1,0	1,5	2
900	0,8	1,2	1,6
1000	0,4	0,6	0,8

5 Нагретые образцы охлаждают в воде. При охлаждении образец нужно энергично перемещать в воде с целью обеспечения интенсивного и равномерного охлаждения.

6 Закаленные образцы зачищают от окалины с двух противоположных сторон и испытывают на твердость по Роквеллу алмазным конусом при условной нагрузке 150 кг (HRC) или шариком (HRB) при нагрузке 100 кг.

7 После замера твердости каждого образца приготавливают микрошлиф и изучают микроструктуру при увеличении до 600 раз.

8 Результаты замеров твердости и исследования микроструктуры заносят в таблицу 5.2. Микроструктуры сталей зарисовывают.

Таблица 5.2 - Результаты исследований

Марка стали	Температура Нагрева, $^\circ\text{C}$	Микро-структура	Твердость HRC	Твердость HRB	Твердость HB
1	2	3	4	5	6
40	$A_{c1}+(30 \div 50)$, 760 $A_{c3}+(30 \div 50)$, 820 $A_{c3}+(100 \div 150)$, 900				
У8	$A_{c1}+(30 \div 50)$, 760 $A_{c1}+(150 \div 200)$, 900				
У12	$A_{c1}+(30 \div 50)$, 760 $A_{cm}+(30 \div 50)$, 900				

5.3 Содержание отчета

Отчет должен содержать следующие разделы:

- 1 Краткое введение.
- 2 На основании данных таблицы 5.2 строятся графики изменения твердости в зависимости от температуры.
- 3 Анализ полученных результатов.
- 4 Выводы по работе (какая температура нагрева является оптимальной для закалки доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталей и почему).

Контрольные вопросы

- 1 Что понимают под закалкой стали?
- 2 Укажите принципиальные отличия структуры доэвтектоидной стали, закаленной с температур 740 и 760°C, 650 и 930°C.
- 3 Для каких сталей применяют неполную закалку? В чем она заключается?
- 4 От каких факторов зависит содержание остаточного аустенита в закаленной стали?
- 5 Какими данными необходимо располагать, чтобы назначить оптимальную температуру нагрева под закалку?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №6. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА ЗАКАЛЕННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НА ИХ МИКРОСТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- исследование влияния температуры отпуска на структуру и твердость закаленной углеродистой стали.
- получить практические навыки проведения отпуска и научиться оценивать по микроструктуре вид отпуска и ориентировочные свойства стали.

ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ

Шлифовально-полировальная машина (станок) SAPHIR 520
Набор эталонных микрошлифов и фотографий сталей марок 40, У8, У12 промышленного производства
Растворы для выявления микроструктуры
Трубчатая печь сопротивления Nabertherm
Твердомер
Системный микроскоп OLIMPUS BX53M

ЗАДАНИЕ

1. Исследовать твердость сталей после отпуска.
2. Проанализировать интенсивность разупрочнения при различных видах отпуска, при этом обратить внимание на влияние температуры отпуска и дисперсность структуры и морфологию цементитных частиц.
3. Выполнить отчет

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

6.1 Основные теоретические сведения

Микроструктура изделий из закаленной стали - мартенсит и остаточный аустенит. Мартенсит характеризуется высокой твердостью, износостойкостью и в то же время большой хрупкостью, имеет большие остаточные напряжения. Остаточный аустенит понижает твердость и прочность закаленной стали.

Для уменьшения или почти полного снятия напряжений, повышения пластичности, вязкости и, в отдельных случаях, для уменьшения прочности и твердости, облегчения механической обработки давлением, резанием закаленную сталь отпускают при температурах, лежащих между 100÷700°С.

Так называемому низкому отпуску (температура 100÷230°С) подвергают обычно инструмент или детали машин, например, шестерни, которые должны обладать высокой твердостью и износостойкостью. Отпуск производят для

уменьшения и в то же время сохранения высокой твердости инструментов и других изделий.

Среднему отпуску ($350\div 500^{\circ}\text{C}$) чаще всего подвергают изделия, которые должны обладать высокими упругими свойствами, например, пружины, рессоры и другие.

Высокому отпуску ($500\div 650^{\circ}\text{C}$) подвергают изделия, испытывающие в работе ударные и вибрационные нагрузки. После высокого отпуска изделия обладают высокой вязкостью и пластичностью.

При отпуске закаленной стали протекает ряд процессов:

1. Распад мартенсита.
2. Образование карбидов.
3. Возникновение когерентности между карбидными фазами и твердым раствором и нарушение этой когерентности.
4. Распад остаточного аустенита.
5. Рекристаллизация α -твердого раствора.
6. Сфероидизация и коагуляция карбидной фазы.

Указанные процессы при отпуске протекают при различных температурах с разной интенсивностью, и некоторые из них накладываются друг на друга при определенных температурах отпуска.

Распад мартенсита при отпуске происходит в 2 стадии. Для первой стадии отпуска (температура отпуска до 100°C), характерно выделение атомов углерода из α -твердого раствора (мартенсита), с образованием примесных атмосфер на дефектах решетки мартенсита и кластеров. Начиная с температуры примерно 100°C , образуется промежуточный метастабильный, так называемый, ϵ -карбид с гексагональной решеткой (предполагаемая формула $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$). Первым образуется этот карбид (а не стабильный карбид Fe_3C), потому что на границе мартенсита и промежуточного карбида их решетки лучше сопрягаются и, следовательно, поверхностная энергия на границе мартенсит-промежуточный карбид ниже, чем на границе мартенсит-цементит.

В высокоуглеродистых сталях первой фазой, выделяющейся из мартенсита (при 120°C), является η -карбид с ромбической решеткой (возможная формула - Fe_2C). При температурах отпуска $230\div 359^{\circ}\text{C}$ выделяется промежуточный карбид X-карбид с моноклинной решеткой (возможная формула Fe_5C_2).

На первой стадии отпуска наблюдается так называемое двухфазное состояние твердого раствора: в непосредственной близости от образовавшегося карбида твердый раствор имеет пониженное содержание углерода, а на некотором расстоянии от карбидных частиц концентрация углерода в твердом растворе близка к исходной.

Промежуточные карбиды имеют форму очень тонких пластинок, они когерентны с твердым раствором. Эти пластины при температурах первой стадии распада мартенсита (до 150°C) практически не растут. Обоеднение твердого раствора по углероду связано с образованием карбидных частиц в новых местах.

На второй стадии распада мартенсита ($150\div 300^{\circ}\text{C}$) более высокая температура отпуска обуславливает более интенсивные диффузионные процессы, следовательно, диффузия углерода ускоряется, твердый раствор обедняется углеродом, наблюдается рост карбидных частиц.

При температуре отпуска выше 250°C возникает цементит. При дальнейшем повышении температуры отпуска происходит дальнейшее обеднение углеродом твердого раствора и рост цементитных частиц. К концу второй стадии распада мартенсита (около 300°C) α -твердый раствор содержит примерно 0,1% углерода, а при 400°C он практически освобождается от избытка углерода и превращается в феррит.

На вторую стадию распада мартенсита в высокоуглеродистых сталях накладывается распад остаточного аустенита. Конечным продуктом распада остаточного аустенита являются α -твердый раствор и карбиды. В образовавшемся α -твердом растворе концентрация углерода соответствует концентрации углерода в мартенсите, отпущенном при температуре распада остаточного аустенита.

Следует отметить, что с повышением температуры отпуска закаленной стали прочностные свойства понижаются, а пластические свойства повышаются, но при температуре отпуска $425\div 450^{\circ}\text{C}$ наблюдается задержка в падении прочностных свойств и заметное уменьшение пластических свойств.

В сталях с низким содержанием углерода этот эффект наблюдается при более высоких температурах отпуска.

При температурах выше 450°C и до A_1 идет интенсивный процесс сфероидизации карбидных частиц и коагуляция их. В основной металлической матрице (α -железо) продолжается и ускоряется процесс рекристаллизации, однако, сильному разрастанию зерен α -фазы препятствуют выделившиеся мелкодисперсные карбиды.

Указанные процессы при отпуске приводят, естественно, к изменению структуры стали. Следует подчеркнуть, что углерод в виде карбидов выделяется из твердого раствора более или менее равномерно.

Сталь, отпущенная при температурах ниже 350°C , будет иметь структуру отпущенного мартенсита, эта структура напоминает структуру мартенсита, но окрашена в более темный цвет.

При температуре отпуска около 400°C образуется троостит отпуска, смесь очень мелкодисперсных частиц цементита и α -железа. Цементитные частицы в троостите под оптическим микроскопом практически не различимы, их можно видеть только под электронным микроскопом.

При повышении температуры отпуска до 600°C возникает структура сорбита. Для нее характерны мелкодисперсные частицы цементита в феррите. Их с трудом можно различать при больших увеличениях (более 500 раз) под световым микроскопом, лучше их наблюдать под электронным микроскопом.

После высокого отпуска (выше 650°C) в углеродистой стали под световым микроскопом отчетливо наблюдаются цементитные частицы, залегающие в ферритных полях. Эта структура представляет собой перлит. Отличительными

признаками структур, полученных при отпуске является зернистая форма цементитных частиц.

При постепенном повышении температуры отпуска возникают и промежуточные между трооститом и сорбитом, сорбитом и перлитом структуры. Их называют троостито-сорбитом, сорбито-перлитом.

Твердость стали зависит от температуры отпуска и исходного содержания углерода в ней. Для сталей с содержанием углерода 0,8% твердость троостита равна, примерно, 40 HRC, сорбита - 30 HRC, перлита - 20 HRC. У сталей, содержащих углерода меньше, чем 0,8%, твердость будет несколько ниже, а у сталей с содержанием углерода больше, чем 0,8%, твердость будет выше, чем у стали с 0,8%, отпущенной при одинаковых температурах.

6.2 Порядок выполнения работы

Исследуется влияние температуры отпуска на структуру и твердость закаленной углеродистой стали. Для этой цели:

1 Закаливают по 5 образцов доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной углеродистой стали (например, сталь марок 40, У8, У12). Температуру нагрева, время выдержки и охлаждающую среду выбирают по результатам лабораторной работы №5.

2 Закаленные образцы стали каждой марки подвергают отпуску при температурах 200, 400, 525, 650°C в течении одного часа. По одному образцу стали каждой марки оставляют в закаленном состоянии.

3 После отпуска образцы охлаждают на воздухе (можно в воде).

4 Закаленные и отпущенные образцы зачищают от окалины с двух противоположных сторон (торцов) и испытывают твердость.

5 Затем с одной стороны каждого образца изготавливают микрошлиф, травят его в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты и изучают микроструктуру под световым микроскопом при увеличении в 600 раз.

6 Результаты замеров твердости и исследования микроструктуры заносят в сводную таблицу 6.1. Микроструктуры сталей после различных температур отпуска зарисовывают.

Таблица 6.1 - Результаты исследований

Марка стали	Температура отпуска, °C	Твердость, HRC	Микроструктура
1	2	3	4

6.3 Содержание отчета

Отчет должен содержать следующие разделы:

1 Краткое введение.

2 На основании данных таблицы 6.2 строят график в координатах “твердость-температура отпуска” и делают вывод о влиянии температуры на структуру и твердость закаленной стали.

3 Анализ полученных результатов.

4 Выводы по работе (проанализировать интенсивность разупрочнения при различных видах отпуска, обратить внимание на влияние температуры отпуска и дисперсность структуры и морфологию цементитных частиц).

Контрольные вопросы

1 Какие основные процессы протекают при отпуске?

2 Какие виды отпуска Вы знаете?

3 Как протекает процесс карбидообразования при отпуске?

4 Какими данными необходимо располагать для того, чтобы правильно назначить температуру отпуска?

5 Каковы принципиальные отличия структур перлита, сорбита и троостита, полученных из аустенита, от аналогичных структур, полученных при отпуске?

6 Как изменяются прочностные и пластические характеристики стали при отпуске?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №7. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- научиться выбирать скорость охлаждения (охлаждающую среду) при термической обработке углеродистых сталей для получения требуемой структуры и твердости;
- научиться выбирать охлаждающие среды для получения требуемой структуры и свойств;
- закрепить навыки работы на твердомере и микроскопе.

ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ

Шлифовально-полировальная машина (станок) SAPHIR 520
Набор эталонных микрошлифов и фотографий сталей марок 40, У8, У12 промышленного производства
Закалочные бачки
Растворы для выявления микроструктуры
Трубчатая печь сопротивления Nabertherm
Твердомер
Системный микроскоп OLIMPUS BX53M

ЗАДАНИЕ

1. Изучить влияние скорости охлаждения на микроструктуру и твердость сталей с различным содержанием углерода.
2. Оценить охлаждающую способность различных сред.
3. Выполнить отчет.

ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

7.1 Основные теоретические сведения

На формирование структуры стали при термической обработке огромное влияние оказывает скорость охлаждения. Если сталь, нагретую до аустенитного состояния, охлаждать с различными скоростями, то температура распада переохлажденного аустенита понижается тем больше, чем больше скорость охлаждения. При диффузионном распаде аустенита образуется феррито-цементитная структура.

Пластинки цементита растут вглубь зерна аустенита, при этом соседние микрообъемы обедняются углеродом и превращаются в феррит. Так формируется феррито-цементитная смесь.

В зависимости от скорости охлаждения стали из аустенита могут сформироваться следующие структуры:

Перлит (П) - крупнопластинчатая смесь феррита и цементита - образуется при медленном охлаждении. Твердость пластинчатого перлита эвтектоидной стали составляет 170÷230 НВ.

При увеличении скорости охлаждения образуется структура сорбита (С), у которой более высокая степень дисперсности, чем у перлита. Твердость сорбита составляет 230÷330 НВ.

Троостит (Т) - это высокодисперсная смесь феррита и цементита. Она образуется при переохлаждении аустенита углеродистой стали до температур 500÷550°С, твердость троостита составляет 330÷400 НВ. Перлит, сорбит, троостит, образующиеся из аустенита, имеют пластинчатое строение. Эти структуры называют структурами перлитного типа.

В зависимости от скорости охлаждения возможно получение не только структур перлитного типа. При определенной скорости охлаждения часть аустенита распадается на феррито-цементитную смесь, другая часть аустенита остается нераспавшейся. С дальнейшим понижением температуры нераспавшийся аустенит начинает превращаться в мартенсит. Это превращение начинается при температуре M_n и заканчивается при температуре M_k . В результате получается структура мартенсит и троостит закалки.

Дальнейшее увеличение скорости охлаждения препятствует протеканию диффузионных процессов распада аустенита, поэтому он переохлаждается до температуры M_n , а затем происходит бездиффузионное превращение аустенита в мартенсит. При такой скорости охлаждения структура стали представляет собой мартенсит и определенное количество остаточного аустенита, которое зависит от химического состава стали.

При мартенситном превращении происходит лишь перестройка кубической гранецентрированной решетки аустенита в кубическую объемно-центрированную решетку α -железа без выделения из раствора углерода, что приводит к искажению кубической решетки до тетрагональной.

Чем больше углерода было в аустените, тем большую степень тетрагональности имеет кристаллическая решетка мартенсита, тем тверже закаленная сталь.

Превращение аустенита в мартенсит протекает в интервале температур M_n и M_k только при непрерывном охлаждении и характеризуется высокой скоростью роста зародышей. Скорость роста лежит в пределах 1000÷7000 м/с. Первые пластинки мартенсита обычно ориентированы относительно друг друга под углом 60° или 120°.

Размеры пластинок мартенсита определяются величиной исходного зерна аустенита. Чем больше зерно аустенита, тем крупнее пластины мартенсита. Превращение аустенита в мартенсит сопровождается увеличением объема.

7.2 Порядок выполнения работы

1 Нагревают по 4 образца доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной стали до оптимальной температуры. Время нагрева определяется по данным таблицы 5.2 (лабораторная работа №5).

2 Затем по одному образцу каждой марки стали охлаждают:

- а) в воде, скорость охлаждения около 600°С (с);
- б) в масле, скорость охлаждения около 150°С (с);
- в) на воздухе, скорость охлаждения около 30°С (с);
- г) с печью, скорость охлаждения 5÷10°С (с).

3 Охлажденные образцы зачищают от окалины с двух противоположных сторон и испытывают на твердость по Роквеллу алмазным конусом при нагрузке 150 кг или шариком при нагрузке 100 кг (в зависимости от предлагаемой твердости).

4 После замеров твердости с одной стороны каждого образца изготавливают микрошлиф, травят его в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты и изучают микроструктуру.

5 Результаты замеров твердости и исследования микроструктуры заносят в сводную таблицу 7.1. Микроструктуру сталей зарисовывают.

Таблица 7.1 - Результаты исследований

Марка стали	Охлаждающая среда	Применяемая скорость охлаждения, °С/с	Микроструктура	Твердость HRC
40	вода	600		
	масло	150		
	воздух	30		
	с печью	5-10		
У8	вода	600		
	масло	150		
	воздух	30		
	с печью	5-10		
У12	вода	600		
	масло	150		
	воздух	30		
	с печью	5-10		

При выполнении работы особое внимание следует уделить выработке навыков проведения термической обработки в различных охлаждающих средах, умению определять конечную микроструктуру при известных скоростях охлаждения, оценить закалочную способность охлаждающей среды, правильно выбирать охлаждающую среду для конкретного вида стали в зависимости от требуемых свойств, закреплению умения выбирать оптимальную температуру нагрева под закалку. При исследовании микроструктуры необходимо обратить внимание на зависимость степени

дисперсности феррито-цементитной структуры от скорости охлаждения при термической обработке сталей.

7.3 Содержание отчета

Отчет должен содержать следующие разделы:

- 1 Краткое введение.
- 2 На основании данных таблицы 7.1 строят графики изменения твердости в зависимости от скорости охлаждения и делают вывод о том, какая охлаждающая среда обеспечивает получение максимальной твердости при закалке доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталей.
- 3 Анализ полученных результатов.
- 4 Выводы по работе.

Контрольные вопросы

- 1 Какими данными необходимо располагать для того, чтобы правильно выбрать охлаждающую среду?
- 2 Какова методика определения структуры стали по изотермической и термокинетической диаграммам?
- 3 В чем принципиальное различие структур стали, охлажденной при термической обработке на воздухе и с печью?
- 4 Укажите охлаждающие среды в порядке увеличения их охлаждающей способности.
- 5 Назовите структуры перлитного типа, дайте им краткую характеристику.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1

Травление микрошлифов

Железоуглеродистые сплавы (сталь, чугун).

1. 1-5% раствор HNO_3 в этиловом спирте. Реактив выявляет структуру закаленной, отпущенной и отожженной стали. Травление от нескольких секунд до минут.

2. Насыщенный водный раствор пикриновой кислоты с добавкой 1-5% поверхностно-активных веществ, входящих в состав моющих порошков. Служит для выявления границ зерен аустенита в закаленной стали. Травление при 20 °С от 5 до 30 мин., при 70 °С – 0,5-6 мин.

3. Три части HCl и одна часть HNO_3 . Реактив выявляет структуру нержавеющей сталей и сплавов. Перед употреблением реактив необходимо выдерживать 20-30 часов.

Медь и ее сплавы.

15 см³ HCl ; 5 гр. FeCl_3 ; 100 см³ воды. Время травления от 30 сек. до 2 мин. Шлиф травят последовательным втиранием, а затем погружают в реактив.

Алюминий и его сплавы.

5-20 % раствор NaOH в воде. Травят шлиф погружением или втиранием от 30 сек. до 1 мин. Темный налет, образующийся на шлифе, удаляют погружением в концентрированную азотную кислоту.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев А.П. *Металловедение* / А.П. Гуляев. – М.: *Металлургия*, 1977. – 643с.
2. Колачев Б.А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов* / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – М.: *МИСИС*, 2005. – 432с.
3. Геллер Ю.А. *Материаловедение*/ Ю.А. Геллер, А.Г. Рахштадт – М.: *Металлургия*, 1983. – 384с.
4. Циммерман Р. *Металлургия и материаловедение: (справочник)*/ Р. Циммерман, К. Гюнтер. – М.: *Металлургия*, 1982. – 480с.
5. Чумаченко Ю.Т. *Материаловедение*/ Г.В. Чумаченко – Ростов на Дону: *Феникс*, 2005 – 320с.
6. Храмцов Н.В. *Основы материаловедения. Учебное пособие*/ Н.В. Храмцов - М.: *Изд-во АСВ*, 2011. – 240с.
7. Бондаренко Г.Г. *Материаловедение: Учебник* /Т.А. Кабанова, В.В. Рыбалко – М.: *Высш. шк.*, 2007. – 360с
8. Вишневецкий Ю.Т. *Материаловедение для технических колледжей*/ Ю.Т. Вишневецкий – М.: *Издательско–торговая корпорация «Дашков и К»*, 2009.- 332с.
9. Власов В.С. *Металловедение. Учебное пособие для студентов.*/ В.С. Власов – М.: *Инфра* – М, 2011.- 336с.
10. Заплатин В.Н. *Основы материаловедения (Металлообработка): Учебное пособие*: В.Н. Заплатин, Ю.И. Сапожников, А.В. Дубов – М.: *Изд. центр «Академия»*, 2007. – 256с.
11. Солнцев Ю.П. *Материаловедение*/ Ю.П. Солнцев, С.А. Вологжанин - М.: *Изд. центр «Академия»*, 2007. – 496с.
12. Чередниченко В.С. *Материаловедение. технология конструкционных материалов. Учебное пособие*/ В.С. Чередниченко – М.: *Изд-во «Омега»*, 2009.- 752с.
13. Фетисов Г.П. *Материаловедение и технология металлов*/ Г.П. Фетисов, Ф.А. Гарифуллин - М.: *Изд-во «Оникс»*, 2007. – 624с.
14. Волков Г.М. *Материаловедение*/ Г.М. Волков, В.М. Зуев - М.: *Изд. центр «Академия»*, 2012. - 448с.