

МИНОБРНАУКИ РОССИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ
БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ ИМЕНИ АКАДЕМИКА С.П. КОРОЛЕВА
(НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)»

Физика твёрдого тела

Электронные методические указания

к выполнению лабораторных работ

Самара

2012

**Составители: Мельников Алексей Александрович,
Носова Екатерина Александровна**

Физика твёрдого тела [Электронный ресурс] : электрон. метод. указания к выполнению лаб. работ / Минобрнауки России, Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. С. П. Королева (нац. исслед. ун-т); сост. А. А. Мельников, Е. А. Носова. - Электрон. текстовые и граф. дан. (65,5 Мбайт). - Самара, 2012. - 1 эл. опт. диск (CD-ROM).

В методических указаниях дается описание 9 работ. Каждая работа состоит из теоретической и практической частей с элементами интерактивной формы обучения.

Рассматриваются разделы «Кристаллография», «Физическое материаловедение», «Пластическая деформация и рекристаллизация», «Методы структурного анализа». После освоения теоретической части и самостоятельного выполнения работы студенты оформляют письменный отчет и защищают работу.

Электронные методические указания к выполнению лабораторных работ предназначены для подготовки студентов инженерно-технологического факультета по направлению подготовки бакалавров 150400.62 «Металлургия», по профилю «Обработка металлов давлением», изучающих дисциплину «Физика твердого тела» во 2 семестре.

Методические указания разработаны на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения.

©Самарский государственный
аэрокосмический университет, 2012

СОДЕРЖАНИЕ

1. Макроструктурный метод исследования металлов и сплавов	4
2. Микроструктурный метод исследования металлов и сплавов	12
3. Определение величины зерна в металлах и сплавах	21
4. Испытание металлов на твёрдость	29
5. Влияние дефектов кристаллического строения на свойства кристаллов	37
6. Диаграммы состояния и структуры двойных сплавов	43
7. Диаграммы состояния и структуры тройных сплавов	55
8. Пластическая деформация металлов и сплавов	67
9. Влияние рекристаллизации на механические свойства деформированных металлов и сплавов	74
Список литературы	84

1. МАКРОСТРУКТУРНЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы: ознакомление с основами метода и практическое изучение основных способов макроструктурного анализа, применяемых при исследовании металлов и сплавов.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Классификация методов исследования металлов

Свойства чистых металлов и сплавов определяются различными методами испытаний, применяемыми одновременно с целью дополнения друг друга, при оценке сложной природы металлов.

Механические методы дают возможность определить прочностные и пластические характеристики металлов и сплавов.

Физические методы (термический, электрический, магнитный и т. д.) позволяют проследить превращения, происходящие в металлах и сплавах.

Структурные методы исследования (рентгеноструктурный, микроскопический и макроскопический) определяют структуру металлов и отдельные ее составляющие, имеющие размеры от видимых невооруженным глазом до межатомных, измеряемых в ангстремах ($1\text{Å} = 10^{-8}\text{см}$). Наиболее простым по материальному оснащению и выполнению является макроструктурный анализ (макроанализ). Макроструктурный метод исследования заключается в изучении строения металлов и сплавов невооруженным глазом или через лупу и бинокулярный микроскоп при небольшом увеличении (30 - 40 раз). Макроанализ производится на изломах и макрошлифах, иногда непосредственным осмотром поверхности. Строение металлов и сплавов, определяемое при микроанализе, называется макроструктурой.

Макроанализ изломов

Под изломом понимают поверхность, образующуюся в результате разрушения металла. Вид излома зависит от условий нагружения, структурных и технологических факторов, термической обработки и т.д. Метод визуального изучения изломов при небольших увеличениях светового микроскопа называется фрактографией. Макроанализ по виду излома позволяет установить характер разрушения изделия, которое может быть хрупким, вязким и усталостным.

Хрупкий излом имеет кристаллический вид, происходит без заметной пластической деформации и отличается характерным блеском. При разрушении металла зерна не искажаются, а их форма и размеры хорошо видны в изломе. Хрупкие изломы подразделяются на межкристаллические (разрушение происходит по границам зерен) и внутрикристаллические (транскристаллические). При этом разрушение наблюдается внутри зерен скалыванием по определенным плоскостям. Различают крупно- и мелкокристаллические изломы. В перегретых крупнозернистых (например, низколегированных) сталях межкристаллитный излом называют «камневидным». Крупнозернистый транскристаллитный излом называют «нафталинистым», так как его блеск напоминает блеск чешуек нафталина. Этот вид излома наблюдается у быстрорежущих сталей, указывая на их повышенную хрупкость.

Вязкий излом (матовый) имеет волокнистое строение, а форма и размеры зерен в изломе значительно искажены пластической деформацией, предшествующей разрушению.

Смешанный излом представляет собой участки как волокнистого, так и кристаллического строения на поверхности разрушения.

Усталостный излом происходит в результате возникновения и дальнейшего развития трещины в металле под действием знакопеременных нагрузок. Он всегда состоит, из блестящей притертой зоны в очаге разрушения и зоны долома (с вязким или хрупким разрушением в зависимости от строения и свойств металла).

В некоторых случаях только в изломе можно обнаружить дефекты, способствующие разрушению изделия. Примером является образование в сталях, легированных хромом, флокенов (белых пятен). Флокены возникают по причине поглощения расплавом стали водорода, который при быстром ее охлаждении до 200°С и ниже скапливается в отдельных участках (микропорах, на стыках зерен) и вызывает значительные внутренние напряжения, приводящие к появлению очень тонких (нитевидных) трещин овальной или круглой формы. Образование флокенов является очень опасным фактором из-за резкого снижения вязкости.

Изучение изломов является обязательным и важным способом расследования причин поломок машин (аварий).

Анализ макрошлифов

Макрошлиф - это специальный образец, вырезанный в определенном месте детали (заготовки) и имеющий плоскую шлифованную поверхность,

которая в зависимости от цели исследования протравливается специальным реактивом.

Шлифованный и протравленный образец, вырезанный в поперечном направлении из заготовки, носит название темплет.

Шлифование поверхности макрошлифа сначала производится на наждачном круге, а затем на наждачной бумаге разной зернистости. При каждом переходе к более тонкой бумаге макрошлиф необходимо поворачивать на 90°. Грубые дефекты, как правило, обнаруживаются и без травления. Перед травлением отшлифованную поверхность необходимо хорошо протереть фильтровальной бумагой для удаления абразивного материала, металлической пыли и других загрязнений. После травления макрошлифы промывают водой, чтобы смыть избыток реактива, и сушат. Мелкие дефекты выявляются кратковременным (длительностью до 1 мин) поверхностным травлением в холодном реактиве или же глубоким травлением в реактиве, нагретом до температуры 60 - 90°C в течение 15 - 40 мин и более. Глубокое травление применяется главным образом для макроанализа слитков и проката. Преимущество реактивов поверхностного травления состоит в их меньшей агрессивности и простоте обращения с ними. Составы травителей для макрошлифов (темплетов) зависят от вида металла (см. табл.1).

Таблица 1 - Реактивы для выявления макроструктуры различных металлов и сплавов

Металлы или сплавы	Состав травителя	Температура травления, °C	Время травления, с
Al и его сплавы	20-40% водный раствор NaOH	80-90	30-40
Cu и её сплавы	10-15% водный раствор $(\text{NH}_4)_2 \text{S}_2\text{O}_8$	80-90	5-10
Сталь углеродистая	10-15% водный раствор $(\text{NH}_4)_2 \text{S}_2\text{O}_8$	60-70	15-40
Mg и его сплавы	10% раствор HNO_3 25% раствор NH_4Cl	20	5-10 30-60
Ti и его сплавы	Водный раствор кислот HCl и HF	20	5-10
Легированные стали	50% раствор HNO_3	60-70	15-40

Макроанализ шлифов позволяет установить:

1. Дефекты, нарушающие сплошность металла - усадочную раковину и рыхлость, газовые пузыри, трещины, пустоты и качество сварки в сварных узлах.

2. Химическую неоднородность сплава - ликвацию, возникающую при кристаллизации и сварке сталей и сплавов. В сталях, например, особенно склонны к ликвации углерод и вредные примеси (сера, фосфор), от распределения, которых по сечению слитка или полуфабриката зависят их свойства. Макроанализ дает лишь качественную оценку химической неоднородности.

3. Расположение, форму и размер зерен. Так, в литом металле выявляются дендриты, т.е. кристаллы древовидной формы.

4. Направление волокон в поковках и штамповках. Волокна возникают под действием обработки металлов давлением и представляют собой деформированные первичные кристаллы (дендриты), вытянутые в направлении деформации. Волокнистое строение характеризуется резко выраженной анизотропией, т.е. различием свойств (например, механических), по величине вдоль волокон и поперек них. Так, ударная вязкость стали в 3 - 4 раза выше поперек волокон, чем вдоль них. Поэтому характер расположения волокон оказывает большое влияние на эксплуатационную стойкость изделий, работающих в условиях динамических нагрузок при высоком напряженном состоянии (коленчатые валы, шестерни, клапаны, шатуны). Желательным является расположение волокон параллельно контуру изделий. Это достигается правильным выбором способа обработки. Если волокна перерезаны контуром детали, эксплуатационная стойкость будет значительно ослабленной.

5. Неоднородность состава и структуры, созданную термической и химико-термической обработкой. Можно, например, определить глубину и характер цементированного, азотированного, обезуглероженного слоя и так далее.

Макроанализ стали

Контроль макроструктуры и изломов стали, а также регламентация макроструктуры и допустимых макродефектов углеродистой и легированной конструкционных и инструментальных сталей предусмотрены в ГОСТ 10243-75 «Сталь. Методы испытаний и оценки макроструктуры».

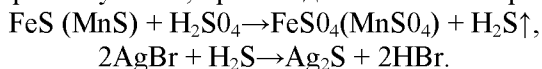
Влияние макроструктуры или характера излома на свойства металла так значительно, что во всех соответствующих ГОСТах (стандартах на марки,

химический состав, механические свойства сталей и других сплавов) указаны методы контроля макроструктуры.

1. Определение химической неоднородности (ликвации) по сечению катаного или кованого стального образца производится реактивами поверхностного травления макрошлифа.

а) *Выявление ликвации серы и фосфора.* Характер распределения серы в сечении заготовки, или серы и фосфора суммарно, определяется способом снятия отпечатка на бромосеребряную фотобумагу по методу Баумана.

Для этого на поверхность хорошо отшлифованного и протертого от загрязнений макрошлифа на 3 мин помещают эмульсионной стороной листок бромосеребряной бумаги, предварительно смоченной в течение 5-10 мин в 5%-ном растворе серной кислоты. Избыток раствора с фотобумаги убирают фильтровальной бумагой. Для удаления пузырьков воздуха из-под фотобумаги ее слегка приглаживают рукой (без смещения), иначе останутся белые участки. По истечении выдержки фотобумагу снимают, полученный на ней отпечаток промывают водой, фиксируют в течение 5 мин в 10% растворе гипосульфита, снова промывают и просушивают. Сера в стали присутствует в виде сульфидов (FeS , MnS). Во время контакта фотобумаги с макрошлифом между сульфидами, серной кислотой и бромистым серебром, входящим в состав фотоэмульсии, происходят химические реакции:



Они показывают, что в местах скопления сульфидов интенсивно выделяется сероводород, под действием которого на фотобумаге появляются темные участки сернистого серебра. Наличие темных включений указывает форму и характер распределения сульфидов по сечению макрошлифа. Фосфор в местах залегания дает на бромосеребряной фотобумаге окрашивание желтого цвета. Но отличить такие места затруднительно.

б) *Выявление ликвации углерода и фосфора* производится в реактиве Гейна – 10-15% растворе двойной медно-аммиачной соли соляной кислоты ($\text{CuCl}_2 \cdot \text{NH}_4\text{Cl}$). При травлении в течение 1 - 2 минут железо переходит в раствор с поверхности зачищенного образца, а на его место осаждается медь. Места, обогащенные углеродом, фосфором и частично серой, оказываются менее защищенными медью и травятся сильнее. После смывания кусочком ваты осадка меди они будут выглядеть темнее участков с меньшим содержанием этих элементов. Но при содержании в стали углерода более 0,6% осадок меди с макрошлифа плохо смывается. С помощью реактива Гейна можно также определять качество сварного шва и проводить

сравнительный анализ нескольких образцов для выявления направления волокон в поковках.

2. Определение макроструктуры отливок. Строение литой стали выявляют глубоким травлением темплета в 15% водном растворе персульфата аммония - $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$ с температурой 80 - 90° в течение 3 - 5 минут для углеродистой стали и несколько больше - для легированной стали. Травление выявляет поверхностный слой мелких равноосных кристаллов, к ним примыкает слой вытянутых (столбчатых) кристаллов, а ближе к центру располагаются - укрупненные, но беспорядочно ориентированные равноосные кристаллы. В центре слитка можно увидеть усадочную раковину.

3. Выявление волокнистой структуры проката, поковок и штамповок проводится глубоким травлением стальных деталей, чаще всего в реактиве Кешьяна (70 см³ - серной кислоты, 500 см³ - соляной кислоты, 180 см³ - воды). Травление проводят в водяной бане при температуре 95°С с выдержкой от 20 мин до 2 часов. Примеры волокнистой макроструктуры приведены на рисунке 1.

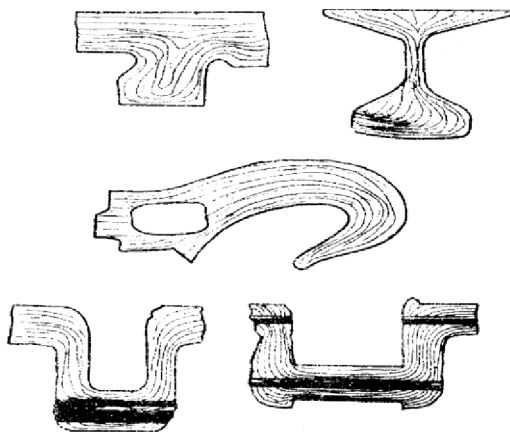


Рисунок 1 – Образцы с волокнистой структурой

4. Для выявления пор в литых и сварных образцах их травят в 8%-ном водном растворе CuCl_2 в течение 4 - 5 мин.

Макроанализ цветных сплавов

Выделение макроструктуры **бронзовой отливки** производится в 30-40% растворе азотной кислоты HNO_3 в течение 5-10 мин. Так как реактив довольно концентрированный, темплет из него вынимают щипцами и тут же

промывают водой и рассматривают типичную структуру литого металла. Работа ведется в вытяжном шкафу.

Волокнистое строение прессовки из **алюминиевых сплавов** выявляют в 10-15% водном растворе едкого натра NaOH. При травлении на поверхности заготовки образуется темная пленка. Для ее удаления макрошлиф промывают водой и погружают на 1-2 с в 50% раствор азотной кислоты HNO_3 и вновь промывают водой. Работа ведется в вытяжном шкафу.

Структура **литых жаропрочных сплавов на никелевой** основе вытравливается в течение 4-5 мин в холодном реактиве, состоящем из 100 cm^3 HCl, 5 cm^3 H_2SO_4 , 20 г $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, 80 cm^3 H_2O .

Контролируемый минимум знаний

1. Суть макроструктурного анализа.
2. Разновидности изломов и их характерные особенности.
3. Основные задачи макроанализа, его значение.
4. Что такое ликвация, причины ее появления и влияние на свойства металла?
5. Назвать виды неоднородностей в отливках, объяснить причины их возникновения.
6. Как по макроструктуре на шлифе отличить металл литой и горячечедеформированный?
7. Каковы свойства металла вдоль и поперек волокон? Какой способ изготовления изделий приводит к лучшему качеству и свойствам детали (литье, ковка, обработка резанием)? Объясните почему.
8. Какие методы выявления макроструктуры, ликвации, волокнистого строения вам известны? Охарактеризуйте коротко эти методы.
9. Какие факторы определяют характер кристаллической структуры отливки (слитка)?
10. Какие макродефекты металла Вам известны?
11. Как проводят макроанализ стали и цветных сплавов?

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Овладение теоретическими знаниями по макроструктурному анализу
2. Освоение методики проведения макроанализа.
3. Практическое изучение макроструктуры стали и цветных металлов.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Макрошлифы из стали и цветных металлов.
3. Химические реактивы для травления.
4. Фотобумага, фильтровальная и наждачная бумага.
5. Щипцы лабораторные.
6. Фотографии макроструктур.

Содержание отчета

1. Основные понятия о макроанализе металлов и сплавов,
2. Результаты макроисследования.
3. Определение ликвации серы и фосфора:
 - а) описание метода с указанием химических реакций;
 - б) отпечаток макроструктуры;
 - в) характеристика отпечатка.
4. Определение ликвации углерода и фосфора:
 - а) состав травителя и описание метода травления;
 - б) схема макроструктуры;
 - в) характеристика макроструктуры.
5. Выявление макроструктуры отливок: а, б - то же;
 - в) описание макроструктуры отливки с указанием 3 зон кристаллизации.
6. Выявление волокнистой структуры проката, штамповок и поковок: а, б - то же;
 - в) характеристика расположения волокон в прокате и т.п.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомление с теорией и краткое изложение основных положений в отчете.
2. Овладение методикой шлифования и травления макрошлифов.
3. Практическое проведение макроанализа стальных образцов:
4. Макроанализ отливки.
5. Макроанализ волокнистой структуры.
6. Оформление отчета.

2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы: изучение теории метода микроструктурного анализа, овладение приемами приготовления микрошлифов, работы на металлографическом микроскопе МИМ-7 и проведении микроанализа простейших объектов.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Физические основы метода микроструктурного анализа

Микроструктурный метод исследования металлов и сплавов (микроанализ) заключается в изучении внутреннего строения и пороков металла при больших увеличениях оптического или электронного микроскопов.

Строение металлов, изучаемое в процессе микроанализа, называется микроструктурой. Между микроструктурой, и свойствами металлов и сплавов существует качественная, а иногда и количественная зависимость. В связи с этим данный метод является основным в металловедении.

Применение различного излучения, а поэтому различных конструкций микроскопов, требует специальной подготовки объектов и особых методов расшифровки наблюдаемых изображений. При постоянной разрешающей способности человеческого глаза ($0,3 \text{ мм} = 300000 \text{ нм}$) полезное увеличение любого микроскопа определяется разрешающей способностью его системы, которая, а свою очередь, зависит от длины волны излучения, применяемого в микроскопе

В оптическом микроскопе длина волны белого света равна 600 нм , разрешающая способность около 200 нм , что дает полезное увеличение до ~ 1500 раз.

Электронная микроскопия основана на использовании электронных лучей с очень малой длиной волны $\sim (0,04 - 0,12) \cdot 10^{-1} \sim \text{нм}$. Это дает возможность иметь разрешающую способность до $0,2 - 0,5 \text{ нм}$, что обеспечивает в электронных микроскопах увеличение до $100000 - 200000$ и более раз.

В последние годы для оценки металлургического качества металла и закономерностей процессов разрушения широко применяют методы изучения изломов с помощью небольших увеличений светового микроскопа (фрактография) и изучения тонкой структуры изломов при увеличении до 50000 раз и выше на растровых электронных микроскопах (микрофрактография). Изображение в них создаётся благодаря вторичной

эмиссии электронов, излучаемых поверхностью, на которую падает непрерывно перемещающийся поток первичных электронов.

Следовательно, растровый микроскоп позволяет изучать непосредственно поверхность металла без какой либо специальной подготовки.

В данной работе рассматривается только световая или оптическая микроскопия. Оптическая микроскопия основана на использовании белого света, оптических линз, призм и позволяет получать на металлографических микроскопах МИМ-7 и МИМ-8 полезное увеличение до 1440 и 1350 раз, соответственно при визуальном наблюдении и до 2000 раз при фотографировании. В металлографических микроскопах используется принцип отражения белого света от полированной поверхности непрозрачного объекта - микрошлифа (в биологическом микроскопе рассматриваются прозрачные тела в проходящем свете).

Устройство металлографического микроскопа МИМ-7

Для микроанализа металлов и сплавов в настоящее время используется большое количество металлографических микроскопов различных типов и марок. В данной работе используется микроскоп марки МИМ-7. Он имеет увеличение от $\times 60$ до $\times 1440$.

Теоретически возможно получение практически любого увеличения, однако качество микроскопа характеризуется, прежде всего, его разрешающей способностью. Под разрешающей способностью понимается минимальное расстояние, при котором две точки различаются отдельно, не сливаясь в одно пятно. Разрешающая способность микроскопа прямо пропорциональна длине волны падающего света. Для современных микроскопов $d \approx \lambda$ (d — разрешающая способность, λ — длина волны), то есть теоретическая разрешающая способность оптического микроскопа равняется длине волны света ($\sim 0,6$ мкм). В случае, когда необходимо выявить атомно-кристаллическое строение металла, нужно использовать иные методы исследования (электронную микроскопию, рентгеноструктурный анализ и т.д.).

В микроскопах различают оптическую и механическую системы.

Оптическая система — наиболее важная и сложная. С ее помощью создается увеличенное изображение исследуемых объектов. Основными частями оптической системы являются объектив и окуляр. Общее увеличение микроскопа равно произведению увеличений объектива и окуляра. К каждому микроскопу дается набор объективов и окуляров, подбирая

сочетания которых, возможно получить требуемое увеличение в указанных выше пределах.

Механическая система микроскопа включает в себя следующие основные части: корпус; осветитель; подвижный предметный столик (в центре столика имеется отверстие для прохождения луча и попадания его на микрошлиф); рукоятки перемещения столика; макровинт (служит для вертикального перемещения стола — таким образом осуществляется грубая наводка на резкость); стопорный винт (для фиксирования положения фокусировки); микрометрический винт (служит для окончательной наводки изображения на резкость).

Правила работы на МИМ-7

1. Не допускается резкое движение при фокусировке микроскопа и смене оптики.

2. Исследованию подлежат только хорошо промытые и тщательно просушенные микрошлифы.

3. Не допускается работа с химическими реактивами и наждачной бумагой рядом с микроскопом.

4. Для сохранения качественного шлифа не рекомендуется исследуемую поверхность трогать руками и многократно перемещать по предметному столику во избежание окисления шлифа и образования на нем рисок.

5. Бережное обращение с оптикой и правильное ее использование достигается только при рациональной комбинации объективов и окуляров.

6. После просмотра микрошлифов микроскоп необходимо выключать для сохранения осветительной системы.

7. Для получения большей информации о структуре его просматривают первоначально нетравленным, а потом после травления.

8. Микроанализ различных участков шлифа проводят сначала при небольших увеличениях микроскопа для выявления общей картины, а затем, в зависимости от структуры и целей исследования при больших увеличениях.

9. Для определения увеличения микроскопа необходимо выяснить увеличение окуляра, фокусное расстояние и апертуру объектива A , найти их в таблице увеличений (таблица 1), а затем в перекрестии этих значений - взять увеличение микроскопа. Например, увеличение окуляра $\times 10$, фокусное расстояние F объектива 8,16; $A = 0,37$, тогда увеличение микроскопа равно $\times 240$ (записывают « $\times 240$ » или «увеличение 240»).

Таблица 1 – Таблица увеличений объективов и окуляров микроскопа МИМ-7

Объективы	Окуляры						
	при визуальном наблюдении				при фотографировании		
	×7	×10	×15	×20	×7	×10	×15
$F = 23,17 \quad A = 0,17$	60	90	130	170	70	120	160
$F = 13,89 \quad A = 0,30$	100	140	200	300	115	200	270
$F = 8,16 \quad A = 0,37$	170	240	360	500	200	340	450
$F = 6,16 \quad A = 0,65$	-	320	500	650	-	440	600
$F = 2,77 \quad A = 1,25$	500	720	1080	1440	575	1000	1350

Основные задачи и этапы определения микроструктуры металлов и сплавов методами оптической микроскопии

В настоящей работе рассматривается анализ металлов и сплавов с использованием оптического микроскопа МИМ-7. Микроструктурный анализ позволяет определить:

- 1) размер и ориентацию зерен чистых металлов и однофазных сплавов, являющихся обычно твердыми растворами;
- 2) отдельные структурные составляющие многофазных сплавов, соотношение их количеств, взаимное расположение, форму и пр.;
- 3) природу металлургических дефектов, виды неметаллических включений, чистоту металлов и сплавов;
- 4) дефекты и пороки, полученные металлом или сплавом при изготовлении или последующей обработке (поры, трещины, обезуглеоживание и т. п.);

Решение этих задач используется при исследовании структуры и свойств металлов и сплавов после металлургического производства, или после различных обработок: пластической деформации, термической обработки, ХТО, ТМО и т.п.

Микроструктурный метод исследования металлов и сплавов состоит из следующих этапов: приготовление шлифов; травление шлифов; исследование структуры металлов и сплавов до и после травления.

Порядок приготовления микрошлифов

- 1) вырезка и торцовка образца на плоскую поверхность (ножовкой или на токарном, фрезерном станках);

2) шлифование ведется на специальных шлифовальных станках — вращающихся плоских кругах, покрытых шлифовальной бумагой. Начинают шлифование на бумаге с грубым абразивом и постепенно переходят на бумагу с более тонким абразивом. При переходе с одного номера бумаги на другой направление шлифования меняют на 90° и шлифуют до полного исчезновения рисок от предыдущего шлифования;

3) полирование производится также на вращающемся круге, покрытом мягким сукном или фетром. При полировании добавляются специальные жидкости или пасты, содержащие мельчайшие твердые частицы (окись хрома, окись алюминия, алмазная пыль), которые срезают тонкие слои металла и доводят поверхность до зеркального блеска.

Полированный микрошлиф виден под микроскопом как светлое пятно, так как от него все лучи будут отражаться в одном направлении — в окуляр микроскопа (рис. 1).

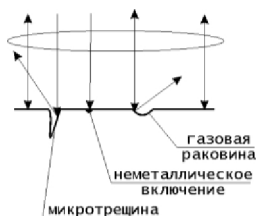


Рис. 1 Схема отражения лучей от поверхности полированного микрошлифа

Микроисследование нетравленных шлифов

Микроисследование основано на различии отдельных структурных составляющих по цвету.

Микроанализ позволяет:

1. Определить степень загрязнения металла неметаллическими включениями: выявляется форма и количество оксидов, сульфидов, нитридов, силикатов. Неметаллические включения - это соединения металлов (*Fe, Si, Mn, Cr, Zn*) с неметаллами (*S, O, N, P, C*), которые ухудшают механические (пластичность, усталостную и динамическую прочность) и физические свойства. Их размер колеблется от 0,0001 до 1 мм. Они образуются в результате металлургических реакций или путем попадания в металл с шихтой, шлаком, футеровкой.

2. Изучить некоторые структурные составляющие. Например, форму и размер темных включений графита в чугунах; кристаллики свинца темного цвета в медных сплавах.

3. Выявить микродефекты в структуре металлов и сплавов (трещины, поры и т.п.).

Травление шлифов и их микроисследование

Несравненно большую информацию дает микроисследование с применением травления, т.е. кратковременного воздействия химического реактива на зеркальную поверхность шлифа. Травители - растворы кислот, щелочей и солей в воде или спирте. В результате сложного действия травителей выявляется микроструктура образца.

Химическое травление производится погружением образца в реактив на определенное время в каждом конкретном случае. Признаком травления служит потускнение зеркальной поверхности. Сильное потемнение шлифа свидетельствует о перетравливании. Выявление структуры при химическом травлении происходит за счет избирательного растворения поверхности металла. Чем сильнее растравлена поверхность, тем больше она рассеивает свет и под микроскопом кажется более темной. Травимость границ зерен, где сосредоточены многие примеси, а кристаллическая решетка искажена, усиливается и под микроскопом они кажутся более темными, чем зерна. Кристаллы одной фазы тоже могут иметь разные оттенки, так как при одном химическом составе они отличаются друг от друга кристаллографической ориентировкой. Световой поток, направленный через объектив на микрошлиф, различно отражается от разных зерен.

В многофазных сплавах структурные составляющие (однородные области, видимые под микроскопом) и фазы, из которых они состоят, травятся по-разному, так как отличаются друг от друга значениями электрохимического потенциала. Следовательно, многофазные сплавы подвергаются не только простому химическому действию реактивов (чем больше растравливается составляющая, тем кажется темнее), но и электрохимическому травлению соседних элементов структуры. Зерна различных фаз, их границы, вследствие различных значений электрохимического потенциала, образуют микроскопические гальванические пары. Микроаноды с более низким электрохимическим потенциалом растворяются сильнее по отношению к микрокатодам. В результате различной глубины растравливания на поверхности шлифа выявляется микрорельеф. Световые лучи, отражаясь от рельефной поверхности образца под разными углами, создают своеобразную светотеневую картину.

В таблице 2 представлены реактивы для выявления микроструктуры различных металлов и сплавов.

Таблица 2 - Травители и режимы травления для различных материалов

Металл или сплав	Состав травителя	Температура травления, °C
Al и его сплавы	1% раствор HF в воде	20
Cu и ее сплавы	10% раствор FeCl ₃ в HCl	20
Углеродистая сталь	4% раствор HNO ₃ в спирте	20
Ti и его сплавы	5мл HF+45мл HNO ₃ + 50 мл глицерина	20
Mg и его сплавы	4% раствор HNO ₃ в спирте	20

Во время травления полированная зеркальная поверхность шлифа становится матовой. Ее промывают проточной водой и просушивают фильтровальной бумагой. Травление шлифов позволяет выявить две наиболее важные особенности структуры металлов и сплавов:

- 1) поликристаллическое, зернистое строение (размер, форма, распределение зерен);
- 2) структурные составляющие сплавов.

Микроскопический анализ сталей и чугунов

1. Микроисследование нетравленных шлифов стали.

На общем светлом фоне нетравленного шлифа стали просматриваются темные серые точки с четко очерченными границами - неметаллические включения, являющиеся концентраторами напряжений. Изучение формы, количества и расположения этих включений позволяет установить причины выхода из строя деталей или оценить преимущества различных вариантов металлургических процессов. Например, вытянутые по направлению деформации включения свидетельствуют об их относительно высокой пластичности. Включения, раздробленные на отдельные частицы и расположенные в виде прерывистых цепочек, в большинстве случаев являются малопластичными. Сравнивая изучаемый шлиф со шкалой балльности на неметаллические включения, дают заключение о качестве стали (это особенно важно для шарикоподшипниковых сталей).

2. Микроисследование шлифов травленной стали.

После травления под микроскопом четко выявляются зерна различного окрашенных структурных составляющих, отличающихся химическим составом, строением и свойствами: темные зерна - перлит (содержит 0,8%

углерода), светлые зерна - феррит (содержит до 0,025% углерода, поэтому менее твердый).

3. Микроисследование нетравленных шлифов чугунов.

Вид чугуна (серый, ковкий, высокопрочный), устанавливается по форме свободно выделившегося графита:

а) относительно невысокие свойства серого чугуна объясняются пластинчатой (чешуйчатой) формой графитовых включений разной протяженности и толщины, которые играют роль трещин. Серые чугуны на сжатие работают лучше, чем на растяжение, так как при сжимающих нагрузках надрезающее действие удлиненных графитных чешуек проявляется слабо. Из серых чугунов отливают поршневые кольца, изложницы, корпусные детали;

б) ковкий чугун находит широкое применение в машиностроении как хороший конструкционный материал, так как включения графита в нем имеют хлопьевидную (гнездообразную) форму, близкую к округлой. Поэтому он более пластичен (но не деформируется). Имеет повышенную прочность, хорошо обрабатывается резанием, обладает повышенными антифрикционными свойствами. Из ковкого чугуна изготавливают клапаны, фланцы, ступицы, тормозные колодки, коленчатые валы;

в) высокопрочный чугун отличается шаровидной формой графита, которая в меньшей степени, чем пластинчатая и хлопьевидная, ослабляет металлическую основу. По механическим свойствам он превосходит серый и ковкий чугуны и идет на изготовление коленчатых валов автомобилей и тракторов, тормозных дисков, картеров и т.д.

Контролируемый минимум знаний

1. Что такое микроанализ, какие задачи решаются с помощью микроанализа? Что называется микроструктурой сплава?

2. Каковы основные операции приготовления микрошлифа? Цель полирования.

3. Устройство оптического микроскопа МИМ-7 и приемы работы на нем.

4. Как представляется поверхность полированного (нетравленного) микрошлифа под микроскопом. Что на ней можно обнаружить?

5. Какова цель травления? Как и чем производится травление?

6. Как определить общее увеличение микроскопа?

6. Какая микроструктура стали, серого и ковкого чугунов до травления.

7. Какие структурные составляющие выявляются в стали после травления?

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Овладение теоретическими знаниями по микроструктурному анализу металлов и сплавов.
2. Освоение методики проведения микроанализа.
3. Практическое изучение микроструктуры стали и чугунов.
4. Изучение устройства микроскопа МИМ-7.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка
2. Микрошлифы сталей и чугунов.
3. Химические реактивы для травления.
4. Альбом микроструктур.
5. Микроскопы МИМ-7.

Содержание отчета

1. Основные понятия о микроанализе металлов и сплавов.
2. Описание порядка приготовления шлифов.
3. Схемы микроструктур и их описание:
 - а) стали и чугунов до травления;
 - б) стали после травления.
5. Указать увеличения микроскопа, состав травителя и порядок травления

Порядок выполнения работы

1. Ознакомление с теорией и краткое изложение основных ее положений в отчете.
2. Изучение и описание порядка приготовления микрошлифов.
3. Овладение методикой шлифования, полирования и травления микрошлифов.
4. Зарисовка схемы хода лучей в микроскопе МИМ-7.
5. Практическое проведение микроанализа:
 - а) исследование микрошлифов не травленной и травленной углеродистой стали, описание травителя и зарисовка микроструктуры с указанием увеличения микроскопа;
 - б) исследование не травленных шлифов серого, ковкого и высокопрочного чугунов с зарисовкой микроструктуры с указанием увеличения микроскопа.

3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Цель работы: ознакомление с теорией и практическое освоение методик определения величины зерна в металлах и сплавах.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Основные положения методов определения величины зерна и других элементов структуры

При исследовании металлов и сплавов часто необходимо знать величину какого-либо элемента структуры, например, размер зерна или частиц второй фазы, расстояние между ними, глубину цементированного или азотированного слоя и т.п. Наиболее важной структурной характеристикой является размер зерна, от которого зависят механические свойства изделий, поведение материала в различных процессах обработки давлением, термической и механической обработки. Известно, что с уменьшением размера зерна увеличивается предел текучести однородных сплавов. При одинаковой твердости и прочности ударная вязкость мелкозернистой стали значительно превосходит ударную вязкость крупнозернистой стали.

Определение размера зерна производится по ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна». Для определения размера зерна наблюдаемую микроструктуру сравнивают со стандартными шкалами или подсчитывают число зерен, приходящихся на единицу площади поверхности шлифа, или определяют линейный размер зерен. По ГОСТ 5639-82 величину зерна оценивают баллами (номерами). Между номером зерна N и количеством зерен n_0 , помещающихся на 1 мм^2 шлифа, принята следующая зависимость:

$$n_0 = 2^{N+3}.$$

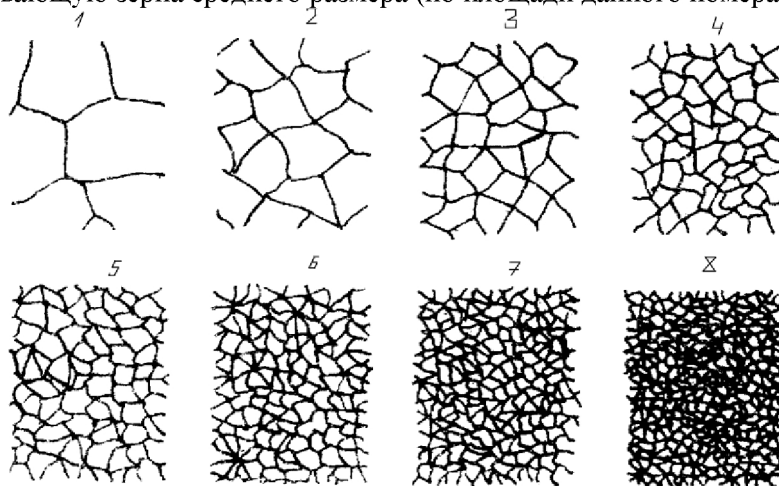
Средняя площадь сечения зерна F_{cp} , мкм^2 и число зерен n_0 , приходящихся на 1 мм^2 шлифа, связаны обратно пропорциональной зависимостью: $F_{cp} = \frac{10^6}{n_0}$, средний линейный размер (диаметр) зерна, мкм , с площадью связан следующей зависимостью: $d_{cp} = \sqrt{F_{cp}}$.

С увеличением номера величина зерна уменьшается. Количественные характеристики зернистости приведены в таблице 2.

Таблица 1 Количественные характеристики зернистости

Номер зерна	Площадь зерна F , мкм^2			Число зёрен (среднее)		Средний диаметр	
	наименьшая	средняя	наибольшая	в 1 мм^2 n_0	в 1 мм^3 n_0	по расчету y	условный
1	40000	64000	80000	16	64	250	222
2	20000	32000	40000	32	179	177	167
3	10000	16000	20000	64	512	125	111
4	5000	8000	10000	128	1446	88	78,8
5	2500	4000	5000	256	4096	60	55,3
6	1200	2000	2500	512	11417	41	39,1
7	600	1000	1200	1024	32768	31	26,7
8	300	500	600	2048	92160	22	19,6

Метод визуальной оценки величины зерна (ГОСТ 5639-82) основан на сравнении видимых под микроскопом зерен с эталонной шкалой. Шкала ГОСТа (рисунок 1) представляет схематизированную сетку, ограничивающую зерна среднего размера (по площади данного номера).

Рисунок 1 - Шкала бальности зерна, $\times 100$

Размер зерна по этому методу оценивают соответствующим баллом (1-8-номер зерна) при увеличении микроскопа в 100 раз. Это приближенный метод оценки размера зерна находит широкое применение в практике

благодаря простоте и скорости эксперимента. Для определения величины зерна по этому способу следует:

1. поставить объектив и окуляр, обеспечивающие увеличение $\times 100$;
2. просмотреть структуру во многих полях зрения и выбрать наиболее характерные участки шлифа.
3. определить, к какому номеру эталонной школы больше всего подходит наблюдаемый размер зерна;
4. по принятому баллу, пользуясь таблицей 2, дать количественные характеристики зернистости.

Если в микроструктуре наблюдается явная разнотернистость, то величину зерна оценивают двумя номерами, первый из которых означает преобладающую величину зерна. Если зерна преобладающей величины занимают более 90% площади шлифа, то указывается только один номер зерна.

Для снижения субъективности результата по данному методу применяют способы компьютерной обработки полученных изображений, например программу ImageExpertSample2. Для этого необходимо запустить программу, получить изображение с микроскопа или открыть готовое изображение с микроструктурой из папки Demo, затем произвести настройку шкалы по изображению, полученному с объекта-микрометра, затем по закладкам оценить результаты.

Методы определения величины зерна по числу зерен, приходящихся на единицу площади шлифа, основаны на подсчете числа зерен n , заключенных в определенной площади квадрата матового стекла фотокамеры микроскопа. Для удобства подсчета увеличение выбирают таким, чтобы в очерченную площадь на матовом стекле попало примерно от 30 до 50 зерен. Зная число зерен n в этом квадрате, можно рассчитать число зерен n_0 , приходящихся на единицу площади шлифа, и среднюю площадь зерна F_{cp} . Для этого необходимо следующее:

1) Определить увеличение на матовом стекле M . Оно зависит от сочетаний увеличений объектива и фотоокуляра. Оно дается в паспорте микроскопа (для микроскопов МИМ-7 см.таблицу 1 в лабораторной работ №1) или определяется с помощью объекта-микрометра и рассчитывается по формуле:

$$M = \frac{l}{0,01} \cdot z,$$

где l - величина изображения объекта-микрометра на матовом стекле, измеренная линейкой или штангенциркулем, в мм;

z - число измеренных делений шкалы объекта-микрометра.

2) Подсчитать на матовом стекле число зерен P , попавших целиком внутрь очерченного квадрата, и число зерен q , пересеченных сторонами квадрата. Если считать, что стороны квадрата делят зерна в среднем пополам, а от каждого углового зерна в квадрат попадает 1/4 часть, то общее число зерен в квадрате будет:

$$n = p + 0,5 \cdot q + 1.$$

Необходимо подсчитать число зёрен в нескольких полях с тем, чтобы общее количество подсчитанных зерен было не менее 100. Для дальнейших расчетов берется среднее значение n_{cp} числа зерен в квадрате. Указанная методика определения n называется способом Джеффриса.

По способу Салтыкова подсчитывается число узловых точек (число стыков 3 зерен) в пределах очерченного квадрата и определяется n по формуле:

$$n = \frac{N}{2}.$$

Для определения n_{cp} в этом случае общее количество подсчитанных узлов следует взять не менее 50, в одном поле зрения - не более 15.

3) Измерить линейкой сторону и вычислить площадь $S_{ст}$ квадрата на матовом стекле. Затем следует определить действительную площадь квадрата на шлифе, $мм^2$:

$$S_d = \frac{S_{ст}}{M^2}.$$

4) Рассчитать количественные характеристики зернистости:

$$n_0 = \frac{n_{cp}}{S_d}, \quad F_{cp} = \frac{10^6}{n_0} = \frac{S_d}{n_{cp}} \cdot 10^6, \quad d_{cp} = \sqrt{F_{cp}}.$$

Определение линейных размеров зерна производится с помощью окуляра-микрометра, т.е. окуляра, в который вставлена пластинка с линейкой или квадратной сеткой. Имеются также окуляры-микрометры, в которых измерение осуществляется при помощи микровинта.

Перед измерением размера зерна необходимо сначала определить цену деления окуляра-микрометра при выбранном увеличении объектива. Для этого на предметный столик микроскопа устанавливается объект-микрометр, представляющий собой стеклянную пластинку, на которую нанесена шкала длиной в 1 мм, разделённая на 100 равных частей. После наведения на фокус в поле зрения микроскопа видны шкалы объекта-микрометра и окуляра-

микрометра. Совместив обе шкалы винтом предметного столика, определяют, сколько делений шкалы объекта - микрометра $A_{об}$ совмещается с числом делений шкалы окуляра-микрометра $A_{ок}$. Тогда цена деления окуляра-микрометра в мм будет:

$$\Pi_{ок} = \frac{A_{об} \cdot \Pi_{об}}{A_{ок}} = \frac{A_{об}}{A_{ок}} \cdot 0,01.$$

Для получения достоверных значений $\Pi_{ок}$ операция повторяется несколько раз. При этом штрихи обеих шкал должны быть параллельными, что достигается поворотом окуляра. Резкость изображения шкалы окуляра-микрометра достигается перемещением оправы главной линзы. Для определения среднего размера зерна на предметный столик микроскопа устанавливают микрошлиф и настраивают на резкость так, чтобы было видно границы зерен и линейку окуляра-микрометра. Подсчитывают число пересечений границами зерен линейки на определенном числе делений окуляра-микрометра в данном поле зрения. Аналогично проводят измерения в других полях зрения так, чтобы общее количество пересечений (зерен) было не менее 100. Такие промеры делаются в перпендикулярных направлениях. Затем, разделив общее число делений окуляра-микрометра K на общее число пересечений m , и учитывая цену деления окуляра-микрометра - $\Pi_{ок}$, находят средний условный диаметр зерна.

$$d_{ср\ усл} = \frac{K}{m} \cdot \Pi_{ок}.$$

Далее по таблице 2 переходят к среднему расчетному диаметру зерна $d_{ср}$ и определяют другие количественные характеристики зернистости.

Использование программы ImageExpertPro3 позволяет ускорить анализ и избежать субъективности оценки исследователя. Для анализа размера зерна таким способом требуемая микроструктура загружается в базу данных программы (либо выбирается из списка имеющихся). Затем выбирается необходимый объект (зерно) и оценивается его линейный размер.

Контролируемый минимум знаний

1. Количественные характеристики, используемые для оценки величины зерна и зависимости между ними.
2. Методы оценки величины зерна.
3. Определение общего увеличения микроскопа и увеличения на матовом стекле фотоокуляра.

4. Что представляет собой окуляр, фотоокуляр, окуляр-микрометр, объектив и объект-микрометр.
5. Определение цены деления окуляра-микрометра.
6. Особенности метода Джефриса.
7. Особенности метода Салтыкова.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Овладение теоретическими знаниями о характеристиках зернистости.
2. Практическое освоение некоторых методик определения величины зерна или других элементов структуры на оптическом металлографическом микроскопе.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Металлографические микроскопы.
3. Окуляры - микрометры и объекты - микрометры.
4. Набор образцов (шлифов) для определения размеров зерна и других элементов структуры - по 1 образцу на 2-3 студента.
5. Шкалы баллов (номеров) зерна.
6. Компьютер, совмещённый с микроскопом и фотоадаптером.
7. Установочный диск с видеоприложениями.
8. Установленные компьютерные программы ImageExpertSample2, ImageExpertPro3.

Содержание отчета

1. Основные сведения о характеристиках величины зерна, и зависимостях между ними.
2. Описание методики визуальной оценки балльности зерна и других используемых в работе методик оценки величины зерна.
3. Описание методики определения цены деления окуляра-микрометра
4. Результаты определения номера зерна методом визуальной оценки и с помощью компьютерной программы на данном образце и количественных характеристик зернистости (они сведены в таблицу 3 следующей формы).

Таблица 3

Номер образца	Номер зерна	Число зерен		Средняя площадь зерна F_{cp} , мкм ²	Средний диаметр	
		в 1 мм ² n_0	в 1 мм ² n_3		расчетный	условный
визуальный						

5. Результаты определения величины зерна на данном шлифе по числу зерен, приходящихся на единицу площади шлифа (способ Джеффриса).

Номер образца	Номер поля зрения	P	q	n	n_{cp}	M	n_0	F_{cp}	Номер зерна по ГОСТу
	1								
	2								
	3								

6. Результаты определения среднего диаметра зерна и по нему номера зерна.

Номер образца	Расчёт цены деления	Номер поля зрения	Число делений окуляра-микрометра	Число пересечений	Расчёт среднего условного $\varnothing$ зерна, $d_{cp\text{ усл}}$	Средний расчётный $\varnothing$ зерна, d_{cp}	Номер зерна по ГОСТу

7. Сравнение результатов определения количественных характеристик зернистости.

8. Результаты определения линейных размеров отдельных элементов структуры.

При 2 - часовой работе пункты 5, 7, 8 опускаются.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчете
2. Получить образцы, окуляр - микрометр и объект - микрометр.
3. Подобрать объектив и окуляр на увеличение 100 и произвести настройку микроскопа на фокус.
4. Определить номер зерна на выданном шлифе путем сравнения изображения с эталонной шкалой, по таблице 2 определить другие характеристики зернистости.
5. Подобрать увеличение микроскопа для определения величины зерна по числу зерен, проходящихся на единицу площади шлифа, произвести настройку микроскопа.
6. Подсчитать число зерен в выбранном квадрате на матовом стекле в нескольких полях зрения и рассчитать количественные характеристики зернистости данного образца.
7. Определить цену деления окуляра микрометра для определения линейных размеров зерна и отдельных элементов структуры.
8. Произвести измерения и рассчитать средний условный, диаметр зерна, а затем по табл. 2 - другие количественные характеристики зернистости, включая номер зерна.
9. Произвести измерение и определить величину линейного размера заданного элемента структуры.
10. Ознакомиться с помощью видеоролика с последовательностью оценки зернистости посредством программы ImageExpertSample2. Провести оценку зёрненной структуры образцов.
11. Ознакомиться с помощью видеоролика и оценить размер зерна посредством программы ImageExpertPro3.
12. Сопоставить результаты определения зернистости различными способами.

При 2 - часовой лабораторной работе пункты 5, 6 опускаются.

4. ИСПЫТАНИЕ МЕТАЛЛОВ НА ТВЕРДОСТЬ

Цель работы: ознакомление с методами и приборами определения твердости металлов и практическое освоение самостоятельного проведения испытаний на твердость по Бринеллю и Роквеллу.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Основные сведения о твердости и способах ее определения

Под твердостью понимается свойство поверхностного слоя материала оказывать сопротивление упругой и пластической деформации или разрушению при местных контактных воздействиях со стороны более твердого и не получающего остаточной деформации тела (индентора) определенной формы и размеров.

По широте применения испытания на твердость, особенно при комнатной температуре, конкурируют с наиболее распространенными испытаниями на статическое растяжение. Это объясняется тем, что все методы оценки твердости позволяют относительно просто, быстро и почти без разрушения испытываемого материала определить его характеристику, с помощью которой специалист может произвести оценку целого комплекса свойств материала или детали. Испытание на твердость широко используется в производстве, где оно оказалось пригодным для входного, промежуточного и конечного контроля.

Существует много методов измерения твердости, которые отличаются друг от друга по форме применяемого индентора, условию приложения нагрузки и ее величине, способу расчета чисел твердости. Наиболее распространены методы определения твердости, в которых используется статическое вдавливание индентора нормально поверхности образца. Это методы определения твердости по Бринеллю и Роквеллу.

При определении твердости этими методами измеряют суммарное сопротивление металла внедрению в него индентора, усредняющее твердость всех имеющихся структурных составляющих. Неизбежные различия в структуре, разных участков образца приводят к разбросу значений твердости, который тем больше, чем меньше размер отпечатка.

Испытание на твердость по Бринеллю

Испытание на твердость по Бринеллю производится вдавливанием испытываемый образец стального шарика определенного диаметра под воздействием заданной нагрузки в течение определенного времени. В

результате вдавливания шарика на поверхности образца получается отпечаток (лунка). Отношение нагрузки P к поверхности полученного отпечатка F дает число твердости, обозначаемое HB .

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{P}{\frac{\pi \cdot D}{2} \cdot \left(2\sqrt{D^2 - d^2} \right)} \frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2},$$

где D - диаметр вдавливаемого шарика, мм;

d - диаметр отпечатка, мм.

Чтобы не прибегать к длительным вычислениям твердости по приведенной выше формуле, на практике пользуются специальной таблицей, которая дает перевод диаметра отпечатка в число твердости HB . В заводской практике часто для характеристик твердости по Бринеллю пользуются только диаметром отпечатка (d , мм) без перевода в число твердости.

Условия испытания, т.е. диаметр шарика, нагрузку, выдержку под нагрузкой назначают в зависимости от твердости материала и толщины испытываемого образца (по ГОСТ 9012-59). Данные по выбору условий испытания приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Выбор диаметра шарика и нагрузки в зависимости от твердости и толщины испытываемого образца

Материал	Интервал твёрдости в числах Бринелля	Минимальная толщина испытываемого образца, мм	Соотношение между нагрузкой P и диаметром шарика, D	Диаметр шарика, мм	Нагрузка P , кгс	Выдержка под нагрузкой, с
Чёрные металлы	140 - 450	От 6 до 3 От 4 до 2 Менее 2	$P = 30D^2$	10 5 2,5	3000 750 178,5	10
То же	140	Более 6 От 6 до 3 Менее 3	$P = 10D^2$	10 5 2,5	1000 250 62,5	10
Цветные металлы	130	От 6 до 3 От 4 до 2 Менее 2	$P = 30D^2$	10 5 2,5	3000 750 187,5	30

То же	35 – 130	От 9 до 3 От 6 до 3 Менее 3	$P = \text{юр}^2$	10 5 2,5	1000 250 62,5	30
То же	8 - 35	Более 6 От 6 до 3 Менее 3	$P - 2,5P^2$	10 5 2,5	250 62,5 15,6	60

В общем случае при испытании мягких металлов нагрузки меньше, а с уменьшением толщины материала применяют шарик меньшего диаметра (5,0; 2,5 мм) и небольшую нагрузку. Толщина испытываемого образца должна быть не меньше десятикратной глубины отпечатка.

Условия испытания записывают следующим образом: например, *HB10* (3000) 30 обозначает, что испытание проводили шариком диаметром 10 мм под нагрузкой 3000 кгс с выдержкой 30 с.

Перед испытанием поверхность образца, в которую будет вдавливаться шарик, обрабатывают напильником или шкуркой, чтобы она была ровной, гладкой, не содержала окалины и других дефектов.

Порядок выполнения испытания на приборе Бринелля

1. Установить на подвеску грузы, соответствующие выбранной для испытания нагрузке.
2. Вставить в шпиндель прибора наконечник с шариком и укрепить.
3. На столик прибора поместить испытываемый образец. Центр отпечатка должен находиться от края образца на расстоянии не менее диаметра шарика.
4. Вращением рукоятки по часовой стрелке поднять столик и прижать образец к шарiku так, чтобы указатель на приборе остановился против риски.
5. Включить электродвигатель.
6. После сигнала звонком вращением рукоятки против часовой стрелки опустить столик и снять с него образец с полученным отпечатком.
7. Измерить полученный отпечаток.
8. Определить твердость.

Полученный при испытании отпечаток измеряют лупой или микроскопом в двух взаимно перпендикулярных направлениях, диаметр отпечатка определяется как среднее арифметическое из двух измерений

Протокол испытания на твердость по Бринеллю
Толщина и материал образца
Тип прибора

Номер измерения	Условия испытания (D, P, τ)	Диаметр отпечатка, мм	Твёрдость HB, кгс/мм ²	Среднее значение, HB
1				
2				
3				

Для получения более достоверной характеристики твердости данного материала необходимо провести еще два повторных испытания на твердость того же образца и определить средний результат. Все результаты записать в протокол испытания.

Испытание на твердость по Роквеллу

Испытание на твердость по Роквеллу производят вдавливанием в испытываемый образец (деталь) алмазного конуса (конус может быть и из твердого сплава) с углом 120° или стального закаленного шарика диаметром 1,588 мм. Шарик и конус вдавливаются в испытываемый образец под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок - предварительной P_0 и основной P_1 . Общая нагрузка P будет равна сумме предварительной P_0 и основной P_1 нагрузок: $P = P_0 + P_1$. Предварительная нагрузка P_0 во всех случаях равна 10 кг, а основная P_1 и общая нагрузки составляют при вдавливании стального шарика (шкала В) $P_1 = 90$ кг, $P = 100$ кг, при вдавливании алмазного конуса (шкала С) $P_1 = 140$ кг, $P = 150$ кг, при вдавливании алмазного конуса (шкала А) $P_1 = 50$ кг, $P = 60$ кг.

Число твердости по Роквеллу - число отвлеченное и выражается в условных единицах. За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на 0,002 мм. Число твердости по Роквеллу определяется по формулам: при измерении по шкале В $HRB = 130 - l$, при измерении по шкалам С и А $HRC = 100 - l$. Величина l определяется по формуле:

$$l = h - \frac{h_0}{0,002},$$

где h_0 - глубина внедрения наконечника в испытываемый материал под действием предварительной нагрузки;

h - глубина внедрения наконечника в испытываемый материал под действием общей нагрузки P , измеренная после и снятия основной нагрузки P_1 с учетом предварительной нагрузки.

В зависимости от того, применяют шарик или алмазный конус и от нагрузки, при которой проводят испытание (шкала B , C или A), число твердости обозначают HRB , HRC , HRA .

Определение твердости на приборе типа Роквелла имеет широкое применение, т.к. этот прибор дает возможность испытывать мягкие, твердые, а также тонкие материалы. Отпечатки от конуса или шарика очень малы и поэтому можно испытывать готовые детали без их порчи; испытание легко выполнимо и занимает мало времени (порядка минуты); не требуется никаких расчетов и число твердости читается прямо на шкале. Значения твердости по Роквеллу могут быть переведены в значения твердости по Бринеллю (при необходимости и по Виккерсу).

Нагрузку и наконечник выбирают в зависимости от твердости испытываемого металла. Данные для выбора наконечника и нагрузки приведены в таблице 2.

Таблица 2 - Выбор нагрузки и наконечника для испытаний

Примерная твердость HB по Бринеллю	Шкала	Наконечник	Нагрузка	Обозначение твердости	Допускаемые пределы шкалы	Примеры материалов
60-230	B	Стальной шарик	100	HRB	25-100	Сталь отожженная
230-700	C	Алмазный конус	150	HRC	20-67	Сталь закаленная
400-700	A	То же	60	HRA	70-85	Твердые сплавы

Для измерения твердости необходимо подготовить образец. Поверхности образца, как испытываемая, так и опорная, должны быть плоскими, параллельными друг другу и не должны иметь таких дефектов, как окалина, забоины, грязь, различные покрытия. Все дефекты поверхности образца должны быть удалены мелкозернистым наждачным кругом, напильником

или наждачной бумагой. При обработке поверхности не допускать нагрева выше 100—150°C.

Перед испытанием на твердость по Роквеллу необходимо произвести контроль прибора (ТК-2) с целью определения точности его показаний. Контроль прибора производят при помощи контрольных брусков, твердость которых заранее известна.

Порядок проведения испытаний на приборе Роквелла

1. В зависимости от твердости испытываемого образца выбрать наконечник и нагрузку.

2. В шпиндель прибора закрепить оправку с алмазным (или из твердого сплава) конусом или шариком и установить необходимую нагрузку. Обозначение шкалы записать в протокол испытания.

3. Подготовить образец и установить на стол прибора.

4. Вращением маховика стол прибора с образцом поднимать до тех пор, пока малая стрелка индикатора не остановится против красной точки. При этом большая стрелка не должна быть отклонена от нуля шкалы. С больше, чем на ± 5 делений. Если отклонение больше, то стол опустить и испытание провести вновь в другом месте образца.

5. Вращением барабана установить нуль шкалы *C* (черного цвета) против конца большой стрелки индикатора.

6. Плавным нажатием на клавишу включить в работу привод механизма нагружения.

7. После окончания цикла нагружения произвести отчет по шкале индикатора: *HRC* - по шкале черного цвета; *HRB* - по шкале красного цвета.

Полученный результат твердости записать в протокол испытания.

8. Вращением маховика против часовой стрелки опустить стол, образец передвинуть и повторить испытание в другом месте образца. На каждом образце должно быть проведено не менее трех испытаний.

Расстояние центра отпечатка от края образца, или от центра другого отпечатка должно быть не менее 3мм. После смены наконечника первые два испытания в расчет не принимаются.

9. Числа твердости по Роквеллу перевести на числа твердости по Бринеллю и записать в протокол испытания.

Протокол испытания на твердость по Роквеллу

Номер измерения	Шкала	Твёрдость <i>HRC</i> и <i>HRB</i>					Среднее значение	Твёрдость по Бринеллю
		1	2	3	4	5		
	<i>HRC</i>							
	<i>HRB</i>							

Контролируемый минимум знаний

1. Определение понятия твердости.
2. Методы определения твердости.
3. Подготовка образцов для испытания на твердость.
4. Выбор условия испытания на твердость по Бринеллю и Роквеллу.
5. Порядок проведения испытания на твердость по Бринеллю (ТШ-2М).
6. То же по Роквеллу (ТК2).
7. Объясните схему последовательного приложения нагрузки в методе измерения твердости по Роквеллу
7. Перевод твердости по Роквеллу в твердость по Бринеллю.
8. Для каких материалов применяется шкалы А, В и С при измерении твердости по методу Роквелла?
9. Практическое значение испытания металлов и сплавов на твердость.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Ознакомление с методами и приборами определения твердости металлов.
- 2 Освоение самостоятельного проведения испытания на твердость по Бринеллю и Роквеллу.
3. Определение твердости ряда сталей и сплавов в различных состояниях.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Приборы для испытания на твердость типа ТШ-2М, ТК.-2.
3. Образцы стали и сплавов.
4. Таблицы для перевода твердости.

Содержание отчета

1. Определение понятия твердости металлов.
2. Описание методов проведения испытания на твердость по Бринеллю и по Роквеллу.
3. Обоснование выбора условий испытания на твердость по Бринеллю и по Роквеллу для выданных на испытания образцов.
4. Заполненные протоколы испытания на твердость по Бринеллю и по Роквеллу.

Порядок выполнения

1. Ознакомиться с понятием твердости металлов и сплавов, изложить основные положения в отчете.
2. Ознакомиться с приборами по испытанию на твердость по Бринеллю и по Роквеллу (ТШ-2М, ТК-2) и приемами работы на этих приборах, изложить в отчете.
3. Практически освоить самостоятельное проведение испытаний на твердость по Бринеллю и Роквеллу.
4. Подготовить для испытания выданные образцы стали и сплавов.
5. Выбрать условия испытания выданных образцов, обоснование выбора изложить в отчете.
6. Провести испытание образцов на твердость, заполнить протоколы испытаний в отчете.

5. ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ НА СВОЙСТВА РЕШЁТОК

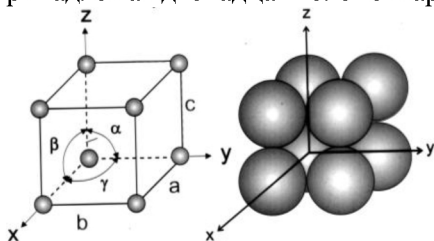
Цель работы: ознакомление с особенностями строения кристаллических тел, изучения их влияния на свойства кристаллов.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Типы элементарных ячеек

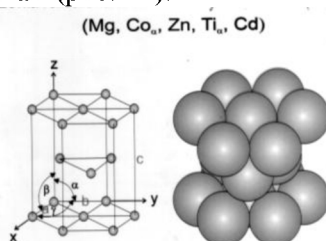
Под атомно-кристаллической структурой понимают взаимное расположение атомов в кристалле. Кристалл состоит из атомов (ионов), расположенных в определенном порядке, который периодически повторяется в трех измерениях. Наименьший комплекс атомов, который при многократном повторении в пространстве позволяет воспроизвести пространственную кристаллическую решётку, называют элементарной ячейкой.

Для характеристики элементарной ячейки используют параметры кристаллической решётки: три ребра a , b , c , измеряемых в ангстремах ($1\text{Å} = 1 \cdot 10^{-8}\text{см}$) или в килоиксах – kX ($1kX = 1,00202\text{ Å}$) и три угла α , β , γ . Компактность структуры η определяется отношением объема, занимаемого атомами, к объёму ячейки. Координационное число K – число ближайших соседей данного атома. Для решётки ОЦК это число равно 8, т.е. атомы, находящиеся в вершине, принадлежат восьми элементарным ячейкам, для решётки ГЦК это число равно 12, т.е. атомы, находящиеся в вершине, принадлежат двенадцати элементарным ячейкам (рис.1-4).



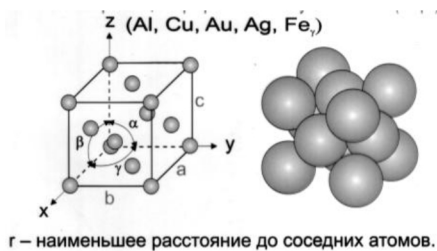
Углы между осями $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$
 Период решётки $a=b=c$
 Число атомов на ячейку $n=1$
 Координационное число $K=6$
 Коэффициент компактности $\eta=0,52$

Рис. 1 Свойства простой кубической решётки



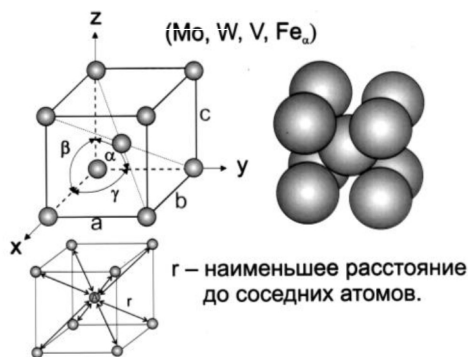
Углы между осями $\alpha=\beta=90^\circ$, $\gamma=120^\circ$
 Период решётки $a=b$, $c/a=1,633$
 Число атомов на ячейку $n=6$
 Координационное число $K=12$
 Коэффициент компактности $\eta=0,74$

Рис. 2 Свойства плотноупакованной призмы



Углы между осями $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$
 Период решётки $a=b=c$
 Число атомов на ячейку $n=4$
 Координационное число $K=12$
 Коэффициент компактности $\eta=0,74$

Рис. 3 Свойства
 гранецентрированной кубической
 решётки



Углы между осями $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$
 Период решётки $a=b=c$
 Число атомов на ячейку $n=2$
 Координационное число $K=8$
 Коэффициент компактности $\eta=0,68$

Рис. 4 Свойства объёмно-
 центрированного куба

Однако реальные кристаллы обладают рядом дефектов. Строение реальных кристаллов отличается от идеальных. Реальные кристаллы всегда содержат несовершенства (дефекты) кристаллического строения, которые нарушают связи между атомами и оказывают влияние на свойства металлов.

Дефекты в кристаллах принято классифицировать по характеру их протяженности в пространстве:

Точечные. Точечными дефектами называются нарушения периодичности кристалла, размеры которых сопоставимы с размерами атома во всех измерениях.

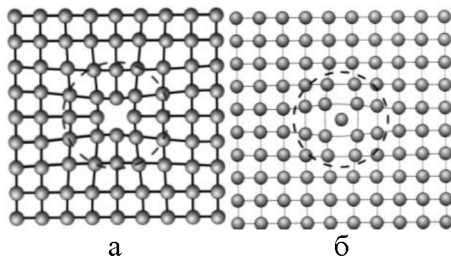


Рис.5. Образование точечных дефектов: а) вакансия, б) межузельный
 (внедрённый атом)

К точечным дефектам относятся вакансии, межузельные атомы, примеси замещения, примеси чужеродных атомов внедрения (рис. 5)

Вакансии и межузельные атомы появляются в кристаллах при любой температуре выше абсолютного нуля из-за тепловых колебаний атомов. Каждой температуре соответствует равновесная концентрация вакансий, а также межузельных атомов. Например, в меди при температуре 20-25°C содержится 10-13 ат. % вакансий, а вблизи точки плавления - уже 0,01 ат. % (одна вакансия приходится на 104 атомов).

Пересыщение точечными дефектами достигается при резком охлаждении после высокотемпературного нагрева, при пластическом деформировании и при облучении нейтронами. Чем выше температура, тем больше концентрация вакансий и тем чаще они переходят от узла к узлу. Вакансии являются самой важной разновидностью точечных дефектов; они ускоряют все процессы, связанные с перемещениями атомов: диффузию, спекание порошков и т. д.

2. Линейные. Линейные дефекты в кристаллах характеризуются тем, что их поперечные размеры не превышают нескольких межатомных расстояний, а длина может достигать размера кристалла.

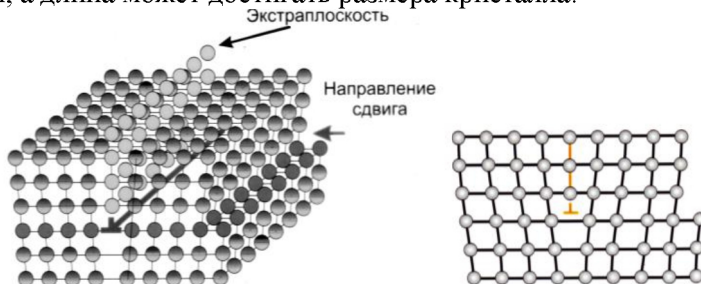


Рис.6 Образование краевой дислокации

К линейным дефектам относятся дислокации – линии, вдоль и вблизи которых нарушено правильное периодическое расположение атомных плоскостей кристалла.

Важнейшие виды линейных несовершенств - краевые и винтовые дислокации (рис.6, 7).

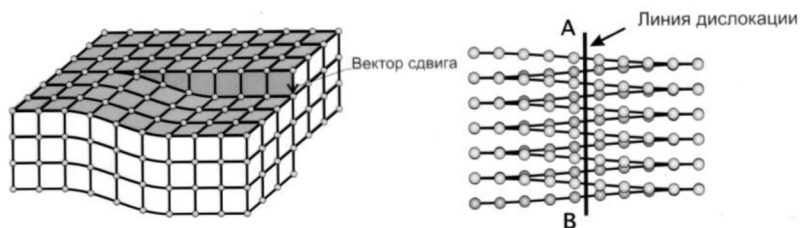


Рис.7 Образование винтовой дислокации

3. Поверхностные (двумерные). Под этими дефектами понимают нарушения, которые обладают большой протяженностью в двух измерениях и протяженностью лишь в несколько межатомных расстояний в третьем измерении.

К поверхностным дефектам относятся дефекты упаковки, двойниковые границы, границы зерен (рис. 8).

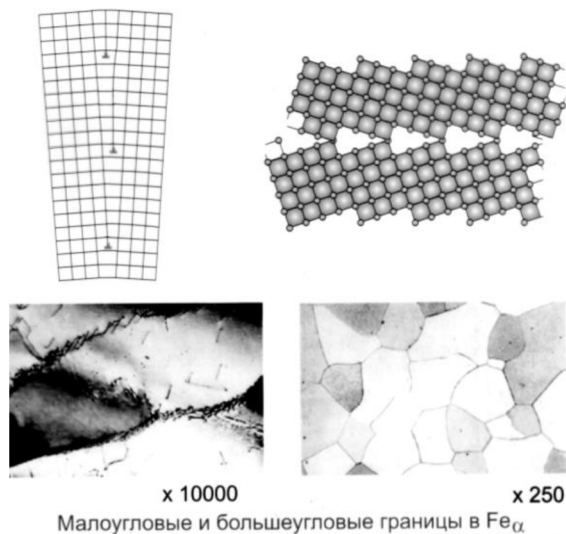


Рис.8. Границы зёрен и субзёрен

4. Объемные (трехмерные). Под ними понимают нарушения, которые в трех измерениях имеют неограниченные размеры. К таким нарушениям относят трещины, поры, усадочные раковины.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

Рассмотрим на примере кубических решёток, как изменяется коэффициент компактности при появлении внедрённых атомов. Так, решётку со структурой ОЦК можно рассматривать как простую кубическую с внедрённым атомом и наоборот, кубическая решётка – это объёмно-центрированный куб с вакансией. В результате коэффициент компактности изменяется от 0,68 (ОЦК) до 0,52 (ПК).

Рассмотрим, как изменится коэффициент компактности (плотность упаковки) при появлении атомов замещения. Например, в ОЦК-решётке центральный атом имеет радиус в 2 раза больший, чем угловые атомы.

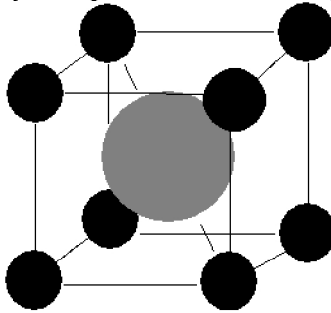


Рис.9 Модель атома замещения в ОЦК-решётке

Введём следующие обозначения:

r_1 – радиус углового атома, r_2 – радиус центрального атома, a – период решётки, d – главная диагональ куба, $V_{ат}$ – объём атома, $V_{яч}$ – объём ячейки. Тогда $r_2 = 2 r_1$, $d = a\sqrt{3}$, $d = 2 r_1 + 2 r_2 = 6 r_1$

$$6 r_1 = a\sqrt{3}, \text{ т.е. } a = 6 r_1 / \sqrt{3}$$

$$V_{яч} = a^3 = (6 r_1 / \sqrt{3})^3 = 72 r_1^3 / \sqrt{3}$$

Допустим, что атом представляет собой упругий шар. В этом случае $V_{ат} = 4/3 \pi r^3$.

Суммарный объём, занятый атомами $V_{\Sigma} = V_{ат1} + V_{ат2}$, где $V_{ат1}$ и $V_{ат2}$ – объём, занятый угловыми атомами и центральным атомом соответственно.

$$\text{Тогда } V_{\Sigma} = 4/3 \pi (r_1^3 + r_2^3) = 4/3 \pi (r_1^3 + 8r_1^3) = 12\pi r_1^3.$$

Найдём коэффициент компактности:

$$\eta = V_{\Sigma} / V_{яч} = 12\pi r_1^3 \cdot \sqrt{3} / 72 r_1^3 = 0,906.$$

Следуя данному, примеру выполнить следующие задания.

1. Рассчитать коэффициент компактности ОЦК-решётки, при условии
 - а) центральный атом имеет радиус в 2 раза меньший, чем угловые атомы
 - б) один из угловых атомов имеет радиус, в 2 раза больший, чем остальные атомы
2. Рассчитать коэффициент компактности ГЦК-решётки, при условии
 - а) центральные атомы граней имеют радиус в 2 раза меньший, чем угловые атомы
 - б) центральные атомы граней имеют радиус в 2 раза меньший, чем угловые атомы
 - в) один из угловых атомов имеет радиус, в 2 раза больший, чем остальные атомы
 - г) центральные атомы граней отсутствуют
3. Рассчитать коэффициент компактности ГЦК-решётки, при условии
 - а) центральные атомы имеют радиус в 2 раза меньший, чем угловые атомы
 - б) центральные атомы имеют радиус в 2 раза меньший, чем угловые атомы
 - в) один из угловых атомов имеет радиус, в 2 раза больший, чем остальные атомы.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка
2. Модели кристаллических решёток
3. Презентация

Содержание отчета

1. Основные типы кристаллических ячеек.
2. Виды дефектов кристаллического строения.
3. Решение задач на усмотрение преподавателя.

Порядок выполнения

1. Ознакомиться с основными понятиями о кристаллическом строении.
2. Ознакомиться с моделями пространственных ячеек.
3. Выполнить задания по рекомендации преподавателя.

Контролируемый минимум знаний

1. Типы элементарных ячеек
2. Точечные дефекты.
3. Линейные дефекты.
4. Поверхностные дефекты.
5. Влияние различных дефектов кристаллического строения на свойства кристаллов.

6. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРЫ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

Цель работы: изучение основных видов диаграмм состояния и формирования структуры двойных сплавов, проведение анализа микроструктуры на примере сплавов системы свинец - сурьма.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Основные понятия о сплавах

Чистые металлы имеют сравнительно небольшое применение. В технике чаще используются сплавы - вещества, получаемые в результате взаимодействия двух или более компонентов при кристаллизации из жидкого состояния. Сплавы, приготовленные преимущественно из металлических элементов, называют металлическими сплавами.

При изучении сплавов используют понятия о фазах, компонентах, структурных составляющих.

Фазой называется однородная составная часть сплава, имеющая одинаковый состав, одно и то же агрегатное состояние, кристаллическое строение и одинаковые свойства. Одна фаза отделена от другой поверхностью раздела, при переходе через которую состав, кристаллическое строение и свойства изменяются скачкообразно. Совокупность фаз, находящихся в равновесии, называют системой.

Компонентами называют самостоятельные (химически индивидуальные) составляющие, из которых при определенных условиях могут образовываться все фазы системы, но которые не могут превращаться друг в друга. Компонентами сплавов обычно являются химические элементы (металлы, и неметаллы), а также химические соединения, не диссоциирующие в рассматриваемом интервале температур.

Строение сплавов в жидком состоянии сравнительно просто: в большинстве случаев компоненты полностью растворимы друг в друге и образуют жидкий неограниченный раствор (расплав).

Строение сплавов в твердом состоянии более сложно и зависит от того, в какие взаимодействия вступают компоненты друг с другом. Различают три основных вида, взаимодействия: твердые растворы; химические соединения и промежуточные фазы; смеси компонентов и фаз. Твердыми растворами называются однородные кристаллические образования, в которых атомы растворенного компонента или замещают атомы растворителя в узлах

кристаллической решетки (растворы замещения), или располагаются между ними (растворы внедрения), или образуют особый тип решетки с дефектами - вакантными узлами (растворы вычитания). Последние образуются на базе химических соединений. В твердых растворах замещения растворимость одного компонента в другом может быть ограниченной и неограниченной. Твердые растворы внедрения и вычитания всегда ограничены. Общим для твердых растворов замещения и внедрения, отличающим их от других фаз (например, химических соединений), является то, что кристаллическая решетка раствора та же, что и у компонента - растворителя. Твердые растворы имеют переменную концентрацию растворенного компонента.

Химические соединения и родственные им по природе промежуточные фазы отличаются от твердых растворов замещения и внедрения образованием специфической (отличной от элементов, образующих химическое соединение) кристаллической решетки с упорядоченным расположением в ней атомов компонентов. Они существуют при строго определенной концентрации компонентов (хим.соединения с нормальной валентностью) или в определенном (обычно весьма узком) интервале концентраций компонентов (промежуточные фазы или твердые растворы на базе хим.соединений). Свойства химических соединений и промежуточных фаз резко отличаются от свойств образующих их компонентов.

Смеси компонентов образуются тогда, когда, они не способны к взаимному растворению и не вступают в химическую реакцию с образованием соединения. В отличие от твердых растворов и химических соединений (промежуточных фаз), смеси всегда, многофазны. Различают смеси чистых компонентов, чистого компонента с хим.соединением, твердого раствора с хим.соединением и пр. Строение фаз в сплаве выявляется с помощью рентгеноструктурного анализа.

Под структурой понимается характер взаимного расположения, форма и размер фаз в сплаве. Структурными составляющими сплава называют обособленные части (зерна) сплава, имеющие одинаковое строение с присущими им характерными особенностями, выявляемое при рассмотрении под оптическим микроскопом. Они могут быть однофазными (чистые компоненты, твердые растворы, соединения.) и многофазными (смеси указанных фаз). При этом одни и те же фазы могут присутствовать в различных структурных составляющих сплава.

Понятие о диаграммах состояния и правило фаз

Диаграмма состояния – это графическое изображение фазового состояния сплавов в зависимости от температуры и концентрации компонентов в условиях равновесия.

Между тем, следует помнить, что абсолютное отсутствие взаимной растворимости в реальных сплавах не встречается. Компоненты в сплаве обозначают символами их элементов.

Диаграмма состояния позволяет:

- определить для каждого сплава, какие фазы, при каких температурах находятся в равновесии;
- установить состав и количественное соотношение находящихся в равновесии фаз;
- предсказать приблизительно структуру сплава, а иногда определить количественное соотношение структурных составляющих.

Общие закономерности сосуществования устойчивых фаз, отвечающих условиям равновесия, могут быть выражены в математической форме, называемой правилом фаз или законом Гибса.

Правило фаз (или закон Гибса) дает количественную зависимость между степенью свободы системы и количеством фаз и компонентов:

$$C = K - F + 2,$$

где (если считать для металлов давление постоянным, т.е. $P = \text{const}$)

C – число степеней свободы, т.е. число внешних (температура и давление) и внутренних (концентрация отдельных фаз) факторов, которые можно изменить без изменения числа фаз;

K – число компонентов в системе;

F – число фаз.

Пример: если $C = 0$, то любое изменение температуры вызывает изменение числа фаз; если $C = 1$, то возможно изменение температуры без изменения числа фаз.

В жидком состоянии:

$F = 1$ – одна фаза;

$K = 1$ – один компонент (чистый металл);

$C = 1 - 1 + 1 = 1$ – можно изменять температуру без изменения агрегатного состояния.

В момент кристаллизации:

$F = 2$ – две фазы (жидкость + кристаллы)

$K = 1$ – один компонент (чистый металл);

$C = 1 - 2 + 1 = 0$ – равновесие при строго определенной температуре ($T_{пл}$)

Определив степень свободы для чистого металла и сплава в жидком состоянии и в момент кристаллизации, можно построить кривые нагрева в координатах температура – время (рис. 1).

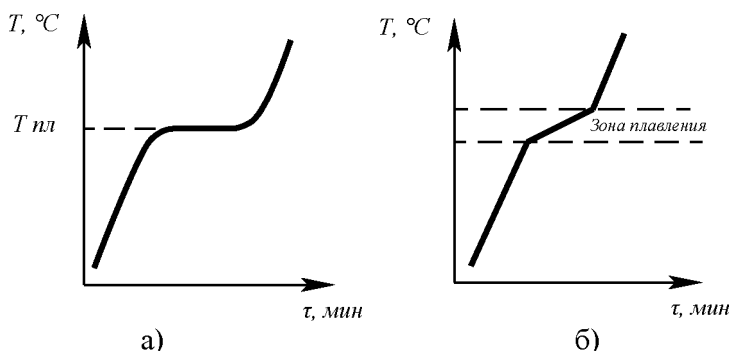


Рис.1. Кривая нагрева чистого металла (а) сплава (б)

Степень свободы для сплава в момент кристаллизации:

$F = 2$ - две фазы;

$K = 2$ - два компонента;

$C = 2 - 2 + 1$.

Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях

В процессе кристаллизации изменяются концентрация компонента в фазах и количество фаз. Для их определения служит правило фаз.

Рассмотрим процесс кристаллизации произвольного сплава (рис.2) состава 50 % А и 50 % В при очень медленном охлаждении (когда успевают проходить диффузионные процессы).

При температуре t_A начинается кристаллизация. В процессе кристаллизации в интервале температур t_A и t_c в жидкой фазе выделяются кристаллы α (альфа) твердого раствора различного состава.

За счет диффузионных процессов (при медленном охлаждении) состав жидкой фазы изменяется по кривой линии $t_A \rightarrow N \rightarrow P \rightarrow \Gamma$ (линия ликвидус). Состав кристаллов изменяется по линии солидус $M \rightarrow L \rightarrow K \rightarrow t_c$ ($\alpha_M - t_c$).

В реальных условиях быстрого охлаждения состав кристаллов будет неоднороден, так как скорость кристаллизации больше скорости диффузии. Неоднородность химического состава внутри зерна называется дендритной ликвацией.

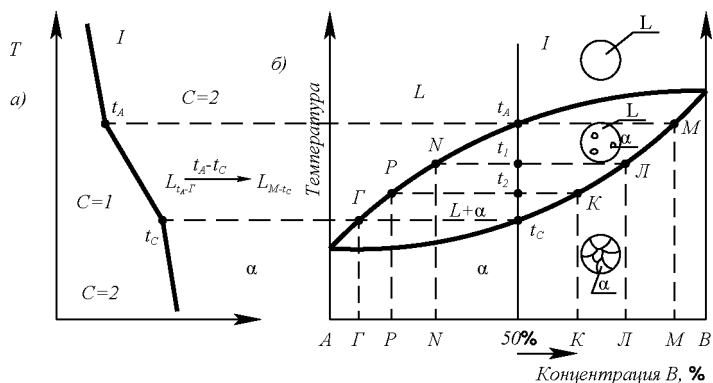


Рис. 2. Кривая охлаждения сплава (а) и диаграмма состояния сплава с неограниченной растворимостью в твердом состоянии (б)

Например, при температуре t_A химический состав первичных кристаллов α определяется проекцией точки М на ось концентраций; при температуре t_1 состав жидкой фазы определится проекцией точки N на ось концентраций, а состав твердой фазы – проекцией точки Л.

Для того, чтобы определить количественное соотношение фаз, через заданную точку проводят горизонтальную линию (коноду). Отрезки этой линии между заданной точкой и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз.

Например, при t_1 количество жидкой фазы определяется отношением отрезков: $q_{жж} = \frac{t_{1Л}}{N_{Л}} * 100\%$; количество твердой фазы - отношением

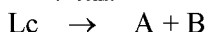
$$q_{тв} = \frac{N_{тл}}{N_{Л}} * 100\%.$$

Диаграмма состояния сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов)

Оба компонента А и В в жидком состоянии неограниченно растворимы, а в твердом совсем не растворимы и не образуют химических соединений (рис.4). Компоненты А и В взаимодействуют между собой при кристаллизации и образуют механическую смесь.

Механическая смесь двух или более видов кристаллов, одновременно кристаллизующихся из жидкой фазы, называется эвтектикой. Это превращение идет при постоянной температуре и степени свободы, равной нулю. Такое превращение называется невариантным и может быть выражено схемой:

$t - \text{const}$



АСВ – линия ликвидус (линия начала кристаллизации);

ДСЕ – солидус (эвтектическая горизонталь), линия конца кристаллизации.

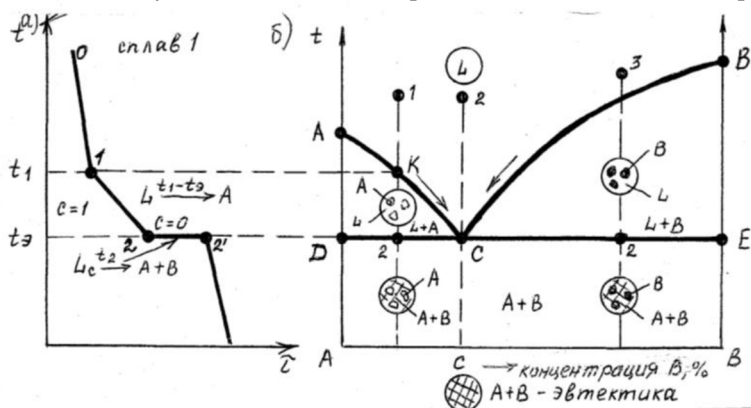


Рис. 4. Кривая охлаждения сплавов (а) и диаграмма состояния эвтектического типа(б)

На кривой охлаждения сплава 1:

участок 0 – 1 соответствуют охлаждению жидкого сплава;

участок 1 – 2 – выделению кристаллов А;

участок 2 – 2' – совместному выделению кристаллов А и В.

Сплавы с концентрацией компонента В до точки С называются доэвтектическими, с концентрацией компонента В больше точки С – заэвтектическими.

Характерным представителем такого типа диаграмм является взаимодействие свинца и сурьмы (рис.5).

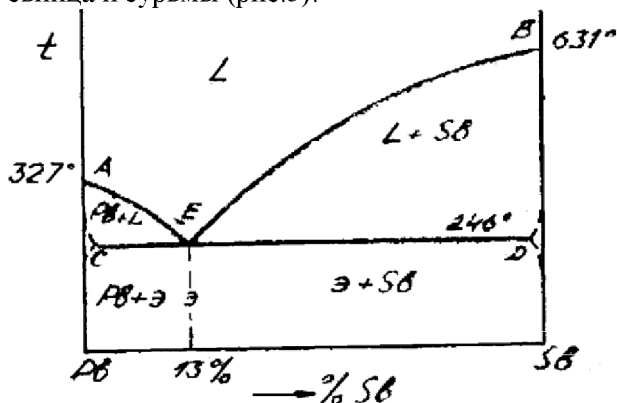


Рисунок 5 - Диаграмма состояния Pb - Sb

Компоненты Pb, Sb, фазы, жидкость L, кристаллы Pb и кристаллы Sb. Ликвидус - линия AEB, солидус - линия CED.

Сплавы с концентрацией менее 13% Sb называются доэвтектическими, с концентрацией более 13% Sb - заэвтектическими, а с 13% Sb эвтектическими.

Кристаллизация в этой системе начинается выделением из жидкого раствора L чистых компонентов например Pb в доэвтектических сплавах. При этом концентрация остающейся жидкости при снижении температуры приближается к эвтектической (13% Sb). При постоянной температуре 246°C все сплавы претерпевают эвтектическое превращение $L_{\text{э}} \rightarrow (Pb+Sb)_{\text{э}}$ с образованием эвтектики $\text{Э}(Pb+Sb)$ – измельчённой смеси светлых кристалликов Sb и тёмных кристалликов Pb. Ниже 246°C никаких превращений не происходит.

Микроструктура доэвтектических сплавов состоит из тёмных кристаллов свинца и мелкозернистой пестрой эвтектики. В микроструктуре заэвтектических сплавов на фоне мелкозернистой эвтектики видны светлые резко очерченные кристаллы сурьмы. При исследовании сплавов, прилегающих к чистым компонентам, следует учитывать явление

коалесценции, т.е. присоединение Pb или Sb из эвтектики к избыточным кристаллам Pb или Sb .

При анализе этой диаграммы следует, как и в предыдущих диаграммах, использовать правило фаз и правило отрезков. Такой анализ предлагается самостоятельно провести при выполнении практической части работы, основываясь на разборе предыдущих диаграмм. Здесь ограничимся лишь примером. В заэвтектическом сплаве, содержащем 50% Pb и 50% Sb , при $20^\circ C$ весовая доля эвтектики составляет $q_9 = (100-50)/(100-13) = 50/87 = 0,575$, а доля зёрен Sb составляет $q_{sb} = (50-13)/(100-13) = 37/87 = 0,425$.

Диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии

Диаграмма характеризует два компонента А и В, неограниченно растворимых в жидком состоянии, ограниченно – в твердом и не образующих химических соединений (олово – свинец).

При кристаллизации компоненты А и В вступают во взаимодействие и могут образовывать фазы (рис. 6):

α - твердый раствор компонента В в А;

β - твердый раствор компонента А в В;

α_1, β_{II} – вторичные кристаллы (из твердых кристаллов за счет уменьшения растворимости).

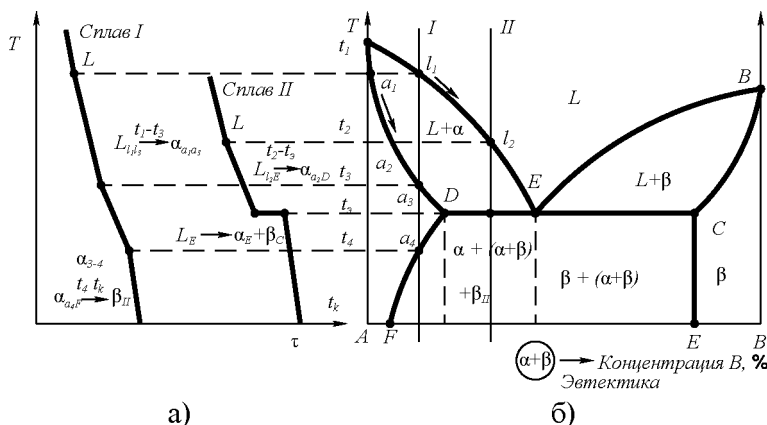


Рис. 6. Кривая кристаллизации (а) и диаграмма состояния с эвтектикой (б)

Предельную растворимость компонента В в компоненте А определяет точка D. С изменением температуры изменяется растворимость компонента В в А по линии DF, за счет изменения этой растворимости идет выделение вторичных кристаллов β_{II} (рис. 7). Точка С определяет предельную растворимость компонентов А в В. В зависимости от температуры растворимость компонента А в В не меняется (линия CE, рис. 7, б), а поэтому нет вторичных кристаллов α_{II} . Линия DF называется линией сольвус.

Сольвус – это графическое изображение (точка, линия, поверхность) на диаграмме состояния зависимости температуры предельной растворимости элементов в твердом состоянии от химического состава.

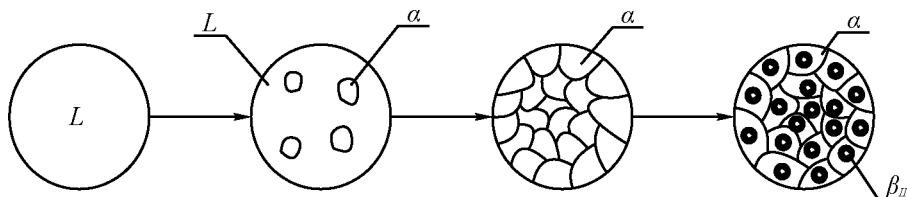


Рис. 7. Схема кристаллизации сплава I

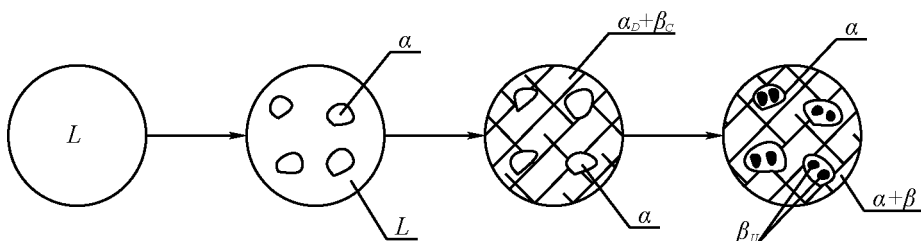


Рис. 8. Схема кристаллизации сплава II

Вторичная кристаллизация может происходить из-за изменения растворимости.

Кристаллизация сплава II (рис. 8) (дозвтектического) заканчивается образованием эвтектики, т. е. три фазы находятся в равновесии, другими словами, происходит невариантное превращение ($C = 0$), и на кривой охлаждения оно отражено горизонтальной площадкой (рис. 6, а).

Диаграмма с перитектикой

Другой тип невариантного превращения (трехфазного превращения) происходит, когда жидкая фаза взаимодействует с ранее выпавшими

кристаллами (β - фазы) и они образуют новый вид кристаллов (α - фазы) (рис.9): $L_c + \beta_D \xrightarrow{t \text{ const}} \alpha_p$.

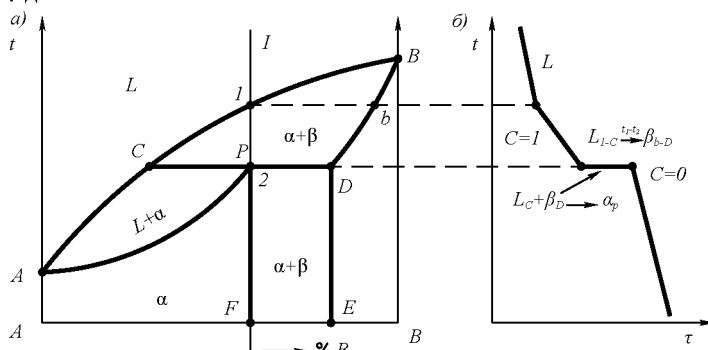


Рис. 9. Диаграмма состояния с перитектикой (а) и кривая охлаждения сплава I(б)

Диаграмма состояния для сплавов, образующих химическое соединение

Так как компоненты А и В образуют химическое соединение A_nB_m , то на диаграмме (рис. 10) имеем перпендикулярную линию, соответствующую соотношению компонентов в химическом соединении ($n : m$).

Устойчивое химическое соединение имеет постоянную температуру плавления, поэтому его можно рассматривать как самостоятельный компонент. Т.о. диаграмму такого типа можно рассматривать как две диаграммы с компонентами $A + A_nB_m$ и $A_nB_m + B$. Вид диаграммы зависит от взаимодействия компонентов А и В между собой и химическим соединением.

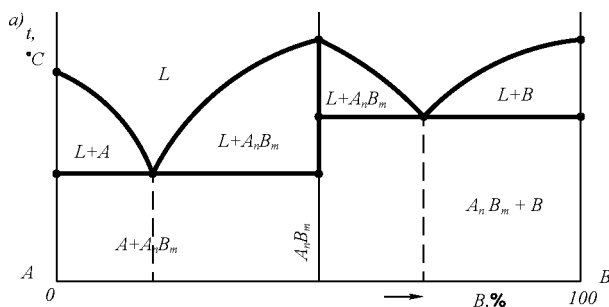


Рис. 10. Диаграмма состояния с химическим соединением

Контролируемый минимум знаний

1. Понятия: сплав, фаза, компонент, система, структурная составляющая.

2. Определение основных видов твёрдых фаз (твёрдые растворы, соединения и промежуточные фазы) и их смесей.
3. Правило фаз и его применение.
4. Кристаллизация жидких растворов в твёрдые растворы.
5. Правило отрезков, его применение.
6. Эвтектическое превращение и эвтектика.
7. Перитектическое превращение.
8. Образование вторичных выделений из твёрдых растворов.
9. Построение кривых охлаждения и формирование структуры сплавов в диаграммах с неограниченной и ограниченной растворимостью.
10. Диаграмма свинец - сурьма.

Практическая часть работы

Задачи работы

1. Освоение основных понятий о сплавах и их строении.
2. Овладение знаниями о принципах построения двойных диаграмм состояния и фазовых превращений.
3. Освоение навыков анализа простейших диаграмм состояния с построением кривых охлаждения и применением правила отрезков.
4. Изучение формирования структуры при первичной и вторичной кристаллизации сплавов разного хим. состава в простейших диаграммах.
5. Анализ кристаллизации и формирования структуры сплавов свинец-сурьма.
6. Изучение микроструктуры сплавов свинец-сурьма на готовых шлифах.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Плакат «Диаграмма состояния свинец - сурьма».
3. Шлифы сплавов свинец - сурьма.
4. Микроскоп МИМ-7.

Содержание отчёта

1. Понятия о фазах, структурных составляющих, диаграммах состояниях, их видах.
2. Диаграмма свинец - сурьма и кривые охлаждения пяти сплавов с указанием на них превращений.
3. Расчёт количества структурных составляющих в этих сплавах.

4. Рисунки и описание микроструктур пяти сплавов.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные понятия в отчёте.
2. Разобрать кристаллизацию сплавов по одной, двум диаграммам.
3. Изобразить в масштабе диаграмму свинец - сурьма.
4. Нанести на диаграмму заданные сплавы, построить для них кривые охлаждения и на каждом участке написать фазовые превращения.
5. Рассчитать весовые доли структурных составляющих в одном – двух сплавах.
6. Провести микроанализ шлифов заданных сплавов, зарисовать их в отчёт и описать.

При 4 - часовой лабораторной работе не менее двух часов отводится на практическое занятие по разбору диаграмм с неограниченной и ограниченной растворимостью (с эвтектическим и перитектическим превращениями) и с хим.соединением, а также выдаётся домашнее задание №1 по анализу двойных диаграмм.

7. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРЫ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ

Цель работы: Ознакомление с теорией, овладение с приёмами анализа тройных диаграмм и процесса формирования структуры тройных сплавов, изучение микроструктур сплавов системы свинец – висмут - кадмий.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Построение и анализ тройных диаграмм состояния

Принципы построения тройных диаграмм состояния

Диаграммы состояния сплавов с тремя компонентами изображаются в пространстве. Чаще всего основанием пространственной модели диаграммы является разносторонний концентрационный треугольник, в котором используются косоугольные координаты с углом 60° . На вертикальной оси откладывается температура.

Пространственная модель диаграммы состоит из поверхностей, образованных критическими точками фазовых превращений сплавов. Между поверхностями заключены объёмы одинаковых фазовых состояний. Концентрационный треугольник располагается на горизонтальной плоскости. Он имеет следующие особенности:

1. В вершинах располагаются чистые компоненты A, B, C .
2. На сторонах треугольника располагаются двойные сплавы $A-B, B-C, A-C$.
3. Точки внутри треугольника изображают составы тройных сплавов. Для определения концентрации тройного сплава O (рисунок 1) через заданную точку проводят линии, параллельные сторонам треугольника, противоположным определяемым компонентам: для определения процента компонента A - линию, параллельную стороне BC ; для определения % B - линию, параллельную AC , и для определения % C - линию, параллельную AB .

Отрезки a, b, c , отсекаемые этими линиями на тех сторонах треугольника, на которых производится отсчёт процентов компонентов A, B, C , показывают концентрацию этих компонентов. При этом $a+b+c=AB=BC=AC=100\%$. Так, по рис. 1 сплав O имеет 50% A (отрезок a), 30% B (отрезок b) и 20% C (отрезок c). Если концентрация компонентов B и C откладывается по

сторонам, исходящим из вершины A , то концентрация компонента A определяется по разности $\%A = 100\% - (\%B + \%C)$.

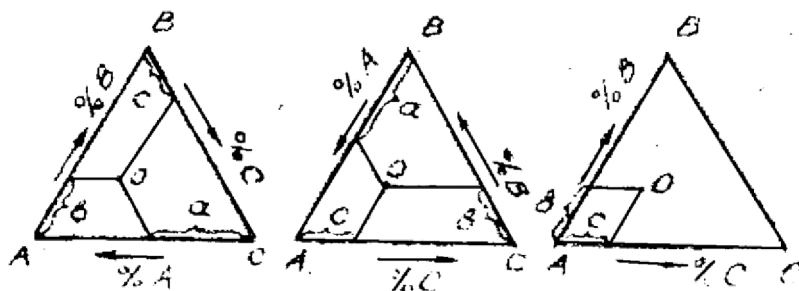


Рисунок 1 - Определение концентрации тройных сплавов

4. Сплавы, лежащие на линии, параллельной стороне треугольника, имеют постоянную концентрацию того элемента, который соответствует противолежащей вершине $b = b' = b''$ (рис. 2).

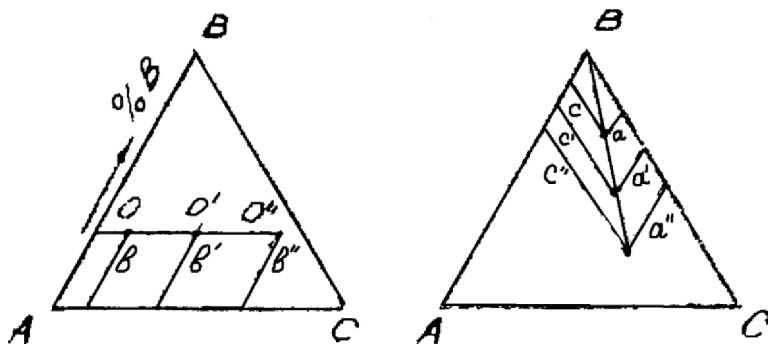


Рисунок 2 - Свойства треугольника концентраций

5. Сплавы, лежащие на линии, проходящей через какую-либо вершину треугольника, характеризуются постоянным соотношением концентраций двух других компонентов, т.е.

$$a/c = a'/c' = a''/c'' \text{ и т.д.}$$

Правило прямой линии или правило рычага - аналогично правилу отрезков в применении к тройным системам (рис. 3а). Если сплав состоит из двух фаз и заданы количества и концентрации этих фаз K и L , то состав сплава лежит на прямой KL в точке M , которая делит её на отрезки, обратно пропорциональные весовым количествам фаз:

$$MK/LM=Q_L/Q_K.$$

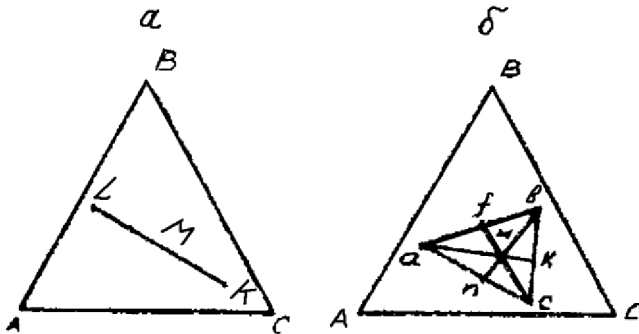


Рисунок 3 - Применение правила прямой (а) и правила центра тяжести (б) в трехкомпонентной системе

При известной из построения длине отрезка LK положение точки M определяется из уравнения:

$$KM=(Q_L/(Q_L+Q_K))LK=q_L LK$$

или из уравнения

$$LM=(Q_K/(Q_L+Q_K))LK=q_K LK$$

При известном составе сплава и известных весовых долях фаз из этих уравнений можно найти состав одной из фаз, если известен состав другой фазы.

Если сплав M распадается на две фазы (структурных составляющих) известных составов K и L , то их относительные весовые доли будут:

$$q_L=MK/LK, q_K=LM/LK,$$

а их отношения

$$q_L/q_K=MK/LM.$$

Правило центра тяжести в тройной системе используется для количественного анализа трёхфазных областей (рис. 3б). Если сплав состоит из трёх фаз (структурных составляющих) a , b , c , концентрации и весовые количества которых известны, то состав сплава лежит в центре тяжести треугольника abc , к соответствующим вершинам которого подвешены тяжести, пропорциональные количествам фаз Q_c , Q_b , Q_a .

Смешаем сначала фазы a и b и найдём состав этой смеси, определяемый точкой f . Положение этой точки определяется по правилу прямой из уравнения:

$$bf=Q_a/(Q_a+Q_b)ab$$

или из уравнения:

$$f_Q = Q_b / (Q_a + Q_b) ab$$

Затем определим состав смеси из трёх фаз. Для этого соединим точки f и c и подвесим к рычагу fc грузы $Q_a + Q_b$ в точке f и Q_c в c . Состав трёхфазного сплава определяется точкой M , удалённой от точек f и c на расстояния, соответствующие отношению:

$$fM/cM = Q_c / (Q_a + Q_b)$$

При известной из чертежа длине прямой fc удобнее положение точки M находить по уравнению:

$$fM = Q_c / (Q_a + Q_b + Q_c) fc$$

или по уравнению:

$$Mc = ((Q_a + Q_b) / (Q_a + Q_b + Q_c)) fc$$

Положение точки M можно определить другим способом. После определения точки f путём смешения фаз a и b можно аналогично найти положение точки k смеси фаз a и b из уравнения:

$$bk = Q_a / (Q_b + Q_c) bc$$

или из уравнения:

$$ck = Q_a / (Q_b + Q_c) bc$$

Далее проведём линии fc и ak . Пересечение их даёт искомый состав сплава в точке M .

Если известны вес и состав сплава M и концентрации фаз a , b и c , то, проведя через точку M линии ak, bn, fc и замерив их длину, рассчитаем их относительные весовые доли:

$$q_a = M_k / ak, q_b = M_n / bn, q_c = M_f / fc.$$

Равенство $q_a + q_b + q_c = 1$ служит для контроля точности построений и расчётов. Для определения количества фаз Q_a, Q_b, Q_c надо относительные весовые доли умножить на вес сплава Q .

Тройная система с неограниченной растворимостью

Такая тройная система получается, если все три компонента изоморфны и попарно образуют двойные системы с неограниченной растворимостью. Пространственная модель диаграммы представлена на рисунке 4, на котором выпуклая поверхность ликвидуса и вогнутая поверхность солидуса сходятся в точках плавления чистых компонентов. Между ними заключена двухфазная область $L + \alpha$, где L и α соответственно жидкий и твёрдый неограниченные растворы. В процессе кристаллизации жидкого раствора в твёрдый, в сплаве X от точки 1 до точки 3 состав жидкости непрерывно изменяется по пространственной кривой 12"3", лежащей на поверхности ликвидус. При этом он удаляется от исходного состава X в сторону легкоплавкого

компонента. Твёрдый раствор α изменяет свой состав по кривой $1'2'3'$, лежащей на поверхности солидус, приближаясь к составу сплава X со стороны тугоплавкого компонента B . В треугольнике концентраций изменение составов L и α показано «пропеллерной» кривой $1'2'3'$.

Для анализа тройных диаграмм используются их вертикальные (политермические) и горизонтальные (изотермические) разрезы, которые для данной системы показаны на рис. 4в, г. Вертикальный разрез дан параллельно стороне AB при 40% $C = \text{const}$. В нём показаны температуры начала и конца кристаллизации сплавов, лежащих в данном разрезе. В вертикальных разрезах правило рычага неприменимо, так как составы фаз, находящихся в равновесии, могут не попадать в данное сечение.

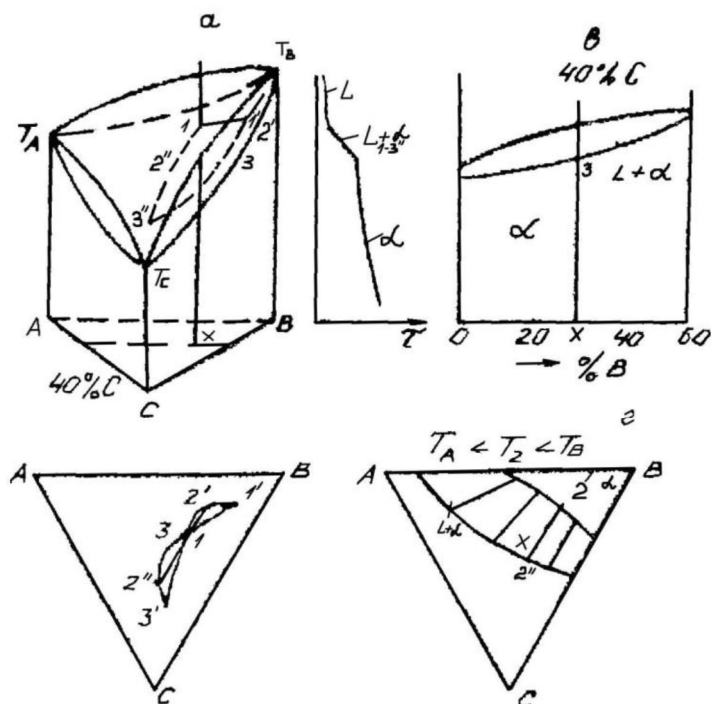


Рисунок 4 - Пространственная модель (а), кривая охлаждения сплава X (б), вертикальный (в), и горизонтальный (г) разрезы тройной диаграммы с полной растворимостью компонентов

В изотермических разрезах двухфазные области заштриховываются конодами, точки пересечения которых с линиями, ограничивающими данную

двухфазную область, указывают состав (концентрацию) фаз при данной температуре. Коноды используются для расчёта весовых долей по правилу прямой (рычага). Так в сплаве X при температуре T_2 (рис. 4г) имеются две фазы: жидкость L состава точки $2''$ и твёрдый раствор α состава точки $2'$. Их весовые доли

$$q_L = X2''/2''2, q_\alpha = X2'/2''2.$$

Тройная эвтектическая диаграмма

Такую диаграмму образуют компоненты, не растворимые друг в друге и не образующие химических соединений.

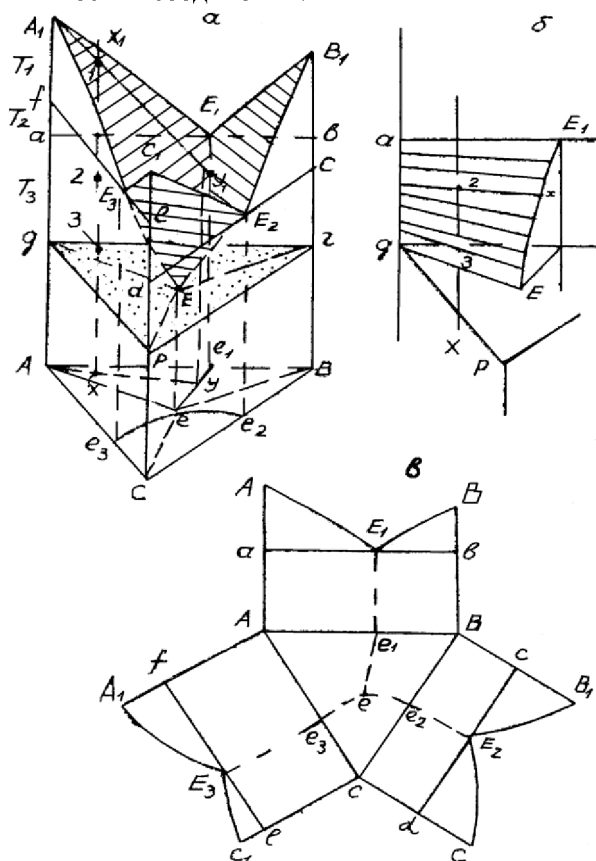


Рисунок 5 - Пространственная модель (а), поверхность начала выделения двойной эвтектики (А-В) (б) и развёртки (в) тройной эвтектической диаграммы

Диаграмма изображается (рис. 5а) в виде трёхгранной призмы. На гранях X призмы построены двойные эвтектические диаграммы AB , BC , CA . Началу кристаллизации компонентов A , B и C соответствуют три поверхностные ликвидус: $A_1E_1EE_3A_1$, $B_1E_1EE_2B_1$, $C_1E_3EE_2C_1$. Каждая точка этих поверхностей указывает состав жидкости, находящейся в равновесии с выделившимися кристаллами A , B и C . Каждые две поверхности ликвидус пересекаются по пространственным кривым E_1E , E_2E , E_3E , которые называются линиями двойных эвтектик соответственно $(A+B)$, $(B+C)$ и $(C+A)$. Три линии двойных эвтектик сходятся в точке E тройной эвтектики $(A+B+C)$. Изотермическая плоскость qrp - плоскость солидус, соответствующая концу затвердевания всех тройных сплавов системы с образованием тройной эвтектики $\mathcal{E}$ $(A+B+C)$.

Между поверхностями ликвидус и плоскостью лежат поверхности начала кристаллизации двойных эвтектик. Одна из них изображена отдельно на рисунке 5б. Началу выделения двойной эвтектики $(A+B)=\mathcal{E}_1$ соответствует поверхности aE_1Eq_a и bE_1Erb . Двойная эвтектика $(B+C)=\mathcal{E}_2$ начинает выделяться по поверхности cE_2Erc или по поверхности dE_2Epd , а двойная эвтектика $(C+A)=\mathcal{E}_2$ - поверхностям lE_3Epl и fE_3Eqf .

Рассмотрим кристаллизацию сплава X , кривая, охлаждения которого представлена на рисунке 6. От точки 1 до точки 2 идёт выделение из жидкости избыточного компонента A , состав остающейся жидкости (рис. 5) изменяется по линии ly_1 (в треугольнике концентраций - по прямой Xy , являющейся продолжением линии AX), при этом соотношение количеств компонентов B и C в жидкости сохраняется постоянным в соответствии с пятым свойством треугольника концентраций.

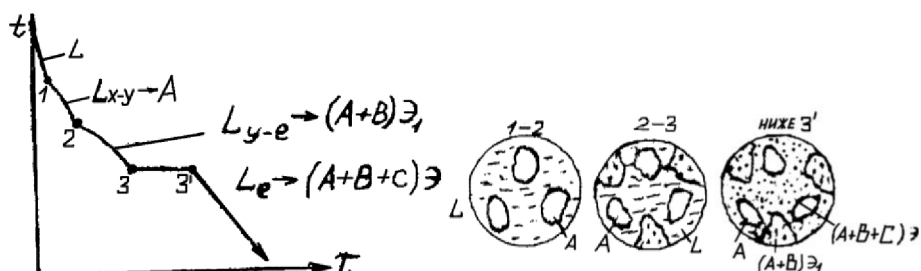


Рисунок 6 - Кривая охлаждения и схема формирования структуры тройного эвтектического сплава X

При достижении поверхности aE , Eq_a (точка 2 на кривой охлаждения) начинает выделяться двойная эвтектика $(A+B)=\mathcal{E}_1$ и состав остающейся

жидкости начинает уходить от точки y к точке E по линии y_1E (по ye - в треугольнике концентраций). Кристаллизация двойной эвтектики от точки 2 до точки 3 идёт не при постоянной температуре, как в двойных сплавах, а при переменной, так как число степеней свободы $C=K-\Phi+1=3-3+1=1$. При достижении точки 3, лежащей в плоскости солидус, остаток жидкости претерпевает четырёхфазную реакцию $L_E \rightarrow A+B+C$, идущую при постоянной температуре, так как $C=3-4+1=0$. В результате её образуется измельчённая смесь компонентов - тройная эвтектика $\mathcal{E}$. На этом кристаллизация заканчивается и при дальнейшем охлаждении никаких изменений в структуре не происходит.

Таким образом, сплав X при 20°C имеет три структурных составляющих: кристаллы компонента A , зёрна двойной эвтектики $(A+B)\mathcal{E}_2$ и зёрна тройной эвтектики $(A+B+C)\mathcal{E}$.

Аналогично кристаллизуются другие сплавы системы. Их структурное состояние после кристаллизации даётся на горизонтальном сечении при 20°C , которое называется структурной диаграммой (рис. 7). В ней в треугольных областях имеются по три структурных составляющих - один из компонентов, одна из двойных эвтектик и тройная эвтектика.

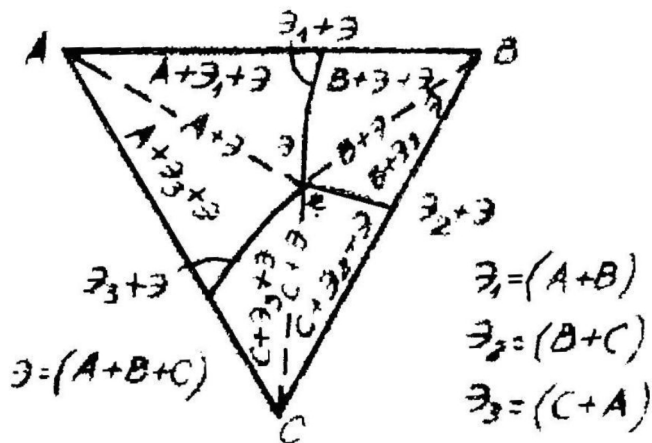


Рисунок 7 - Структурная диаграмма тройной эвтектической системы

Сплавы, лежащие на сплошных линиях двойных эвтектик, не имеют избыточных чистых компонентов. Сплавы, лежащие на пунктирных линиях A_e , B_e и C_e не имеют двойных эвтектик, так как при кристаллизации чистых компонентов в соответствии с правилом прямой, состав остающейся

жидкости уходит сразу в точку тройной эвтектики E . Сплавы, лежащие на сторонах треугольника концентраций ABC не имеют в структуре тройной эвтектики Ξ . Сплав состава точки E , имеет только одну тройную эвтектику.

Пересечения пространственной модели горизонтальными плоскостями при различных температурах дают в проекции кривые линии пересечения этих плоскостей с поверхностями ликвидуса и прямые линии пересечения их с поверхностями начала кристаллизации двойных эвтектик.

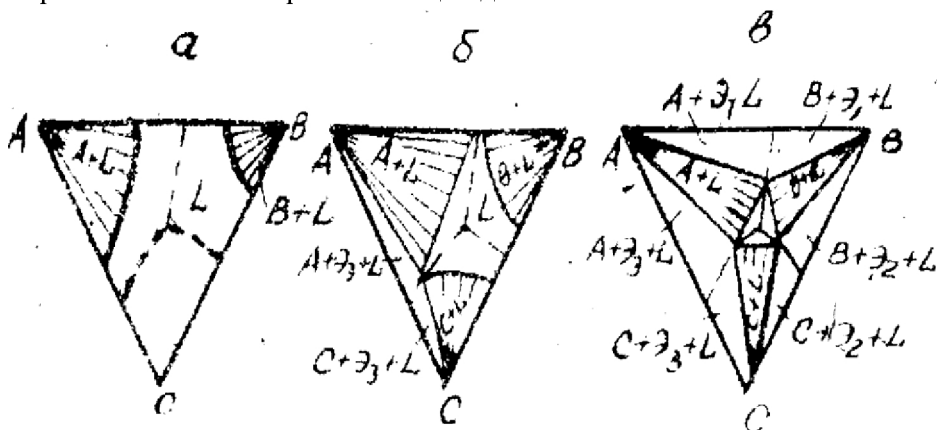


Рисунок 8 - Изотермические разрезы тройной эвтектической диаграммы при $T_1(a)$, $T_2(б)$, $T_3(в)$

На рисунке 8 даны изотермические разрезы диаграммы при трёх различных температурах T_1 , T_2 , T_3 , указанных на пространственной модели (рис. 5а). Двухфазные области на этих разрезах заштрихованы конодами, используя которые можно определить по правилу прямой состав жидкости и относительное количество фаз при данной температуре. Для определения относительных долей фаз (структурных составляющих) в трёхфазных областях, прилегающих к сторонам треугольника концентраций, используется правило центра тяжести.

На рисунке 9 приводится вертикальное (политермическое) сечение диаграммы, параллельное стороне AB ($\%C = \text{const}$). Линии $\bar{am}$ и $\bar{mb}$ — линии ликвидуса, т.е. линии пересечения поверхностей ликвидуса $A_1E_1EE_3A_1$ и $B_1E_1EE_2B_1$ с секущей плоскостью. Линии $a''c''$, $c''m'$, $m'd'$ и $d''b''$ есть линии начала выделения двойных эвтектик соответственно Ξ_3, Ξ_1 и Ξ_2 . Они образовались при пересечении поверхностей двойных эвтектик fE_3Eqf , aE_1Eqd , bE_1Erb_y , cE_2Erc с секущей плоскостью.

Горизонтальная линия на разрезе есть линия солидуса, образовавшаяся при пересечении плоскости тройной эвтектики qrp с секущей вертикальной плоскостью.

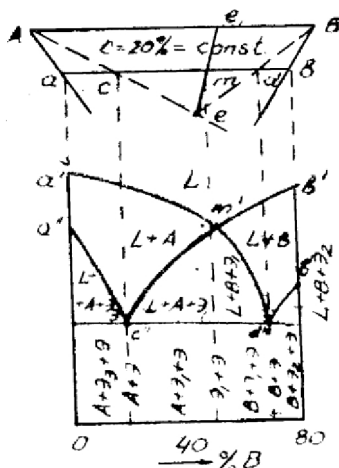


Рисунок 9 - Политермический разрез тройной эвтектической диаграммы при $C = \text{const}$

Примером тройной эвтектической системы может служить система $Pb-Bi-Cd$, изучаемая в данной работе. Проекция поверхностей ликвидуса в данной системе даны на рисунке 10.

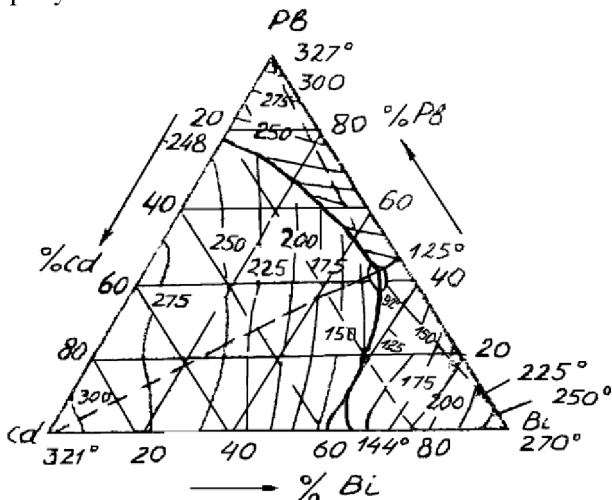


Рисунок 10 – Проекция поверхностей ликвидуса системы $Cd - Pb - Bi$

Контролируемый минимум знаний

1. Способы выражения диаграммы равновесия тройных сплавов.
2. Свойства треугольника концентраций, определение состава тройных сплавов.
3. Правило прямой и правило центра тяжести.
4. Тройная диаграмма с неограниченной растворимостью, её изотермические и политермические разрезы.
5. Поверхности тройной эвтектической диаграммы.
6. Процессы кристаллизации разных по составу сплавов и структурная диаграмма тройной эвтектической системы.
7. Построение изотермических сечений, их анализ.
8. Виды политермических сечений тройной эвтектической системы.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Овладение теоретическими знаниями о принципах построения и анализа диаграмм состояния трёхкомпонентных сплавов.
2. Анализ процесса кристаллизации и формирования структуры различных по составу сплавов *Pb-Bi-Cd* с построением необходимых разрезов тройной эвтектической системы.
3. Исследование микроструктуры различных по составу сплавов, системы *Pb-Bi-Cd* на готовых шлифах и сопоставление её с ожидаемой по равновесной диаграмме.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Модели тройных диаграмм состояния: -эвтектической, -с неограниченной и ограниченной растворимостями.
3. Плакаты с изображением этих диаграмм.
4. Чертёж диаграммы.
5. Микроскопы МИМ-7.
6. Шесть образцов (шлифов) сплавов свинец-висмут-кадмий.
7. Описание микроструктур сплавов.

Содержание отчёта

1. Сведения из теории построения и анализа тройных диаграмм.

2. Структурная диаграмма сплавов $Pb-Bi-Cd$ с указанием положения в ней исследуемых сплавов.
3. Таблица хим.составов исследуемых образцов.
4. Зарисовка и описание микроструктур и образцов.
5. Кривая охлаждения и схема формирования структуры одного из образцов.
6. Политермическое сечение диаграммы $Pb-Bi-Cd$ при 20%Pb.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчёте.
2. Разбор тройной эвтектической диаграммы в общем виде под руководством преподавателя.
3. Вычертить треугольник концентраций системы $Pb-Bi-Cd$, указать на нём положение линий двойных эвтектик, температуры их кристаллизации.
4. Расставить структурные составляющие сплавов во всех областях диаграммы.
5. Занести в таблицу хим.составы шести исследуемых сплавов, содержащих 20% Pb .
6. Показать в треугольнике концентраций номера исследуемых образцов, используя данные об их хим.составе.
7. Используя чертёж проекций поверхностей ликвидуса, построить политермическое сечение диаграммы при 20% Pb указать в нём положение исследуемых сплавов.
8. Построить кривую охлаждения одного из сплавов и зарисовать схему формирования его структуры.
9. Указать в таблице ожидаемые микроструктуры шести исследуемых сплавов в соответствии с равновесной диаграммой.
10. Провести микроисследование и зарисовать микроструктуры шести образцов на готовых шлифах.
11. Дать описание микроструктуры исследуемых сплавов, указать причины отклонения её от ожидаемой по равновесной диаграмме.

8. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы: освоить принципы изменения структуры и свойств материалов под воздействием холодной пластической деформации, изучить основные механизмы пластической деформации.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Основы пластического формоизменения.

Пластическая деформация - сложный физико-механический процесс, в результате которого наряду с изменением формы и строения исходного металла изменяются его механические и физико-химические свойства.

Рассмотрим холодную пластическую деформацию монокристалла. Под действием внешних сил в монокристалле возникают напряжения. Пока эти напряжения не превысили определенной для данного металла величины (называемой пределом упругости), происходит упругая деформация. При упругой деформации атомы отклоняются с мест устойчивого равновесия на расстояния, не превышающие межатомные. После снятия нагрузки под действием межатомных сил атомы возвращаются в прежние места устойчивого равновесия, форма тела восстанавливается, при этом изменений в строении и свойствах металла не происходит. Упругая деформация сопровождается незначительным обратимым изменением объема тела, которое, например, для меди при напряжениях сжатия 100 кг/мм^2 (980 Мн/м^2) составляет 1,3%.

С увеличением внешней нагрузки увеличиваются и отклонения атомов. При определенных для данного металла напряжениях (пределе текучести) атомы смещаются в новые места устойчивого равновесия на расстояния, значительно превышающие межатомные. После снятия нагрузки форма монокристалла не восстанавливается, он получает пластическую деформацию.

Пластическая деформация металлов происходит в основном путем скольжения. В некоторых металлах существенную роль играет двойникование. Сильные металлические связи-перекрывтия, действующие между ближайшими соседями в металлических решетках, определяют максимальную прочность плотноупакованных рядов и плотноупакованных плоскостей, сохраняющихся на первых стадиях пластической деформации. Поэтому пластическая деформация металлов происходит путем сдвигов наиболее прочных плотноупакованных плоскостей в направлениях наиболее прочных плотноупакованных рядов, так как расстояние между соседними

плотнупакованными плоскостями больше, а силы сцепления меньше, чем между другими кристаллографическими плоскостями. Скольжение вдоль плотноупакованных рядов отвечает наименьшему перемещению атомов в акте единичного сдвига.

Скольжение представляет собой смещение атомов в тонких слоях монокристалла. Смещения происходят по особым кристаллографическим плоскостям, причем расстояние между плоскостями скольжения составляет 100 - 200А. При определенных условиях следы скольжения можно наблюдать в виде полос на поверхности деформируемого металла (рис. 1).

Двойникование, в основном происходит при ударных нагрузках. Оно состоит в одновременном смещении группы атомов относительно особой плоскости - плоскости двойникования.

Смещенная часть монокристалла будет являться зеркальным отображением (двойником) недеформированной его части.

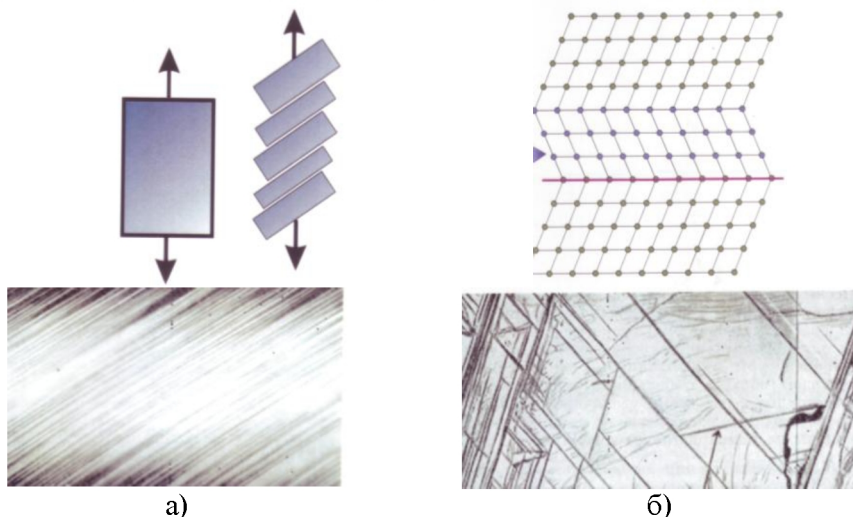


Рис. 1. Схемы скольжения (а) и двойникования (б) атомов при пластической деформации монокристалла

Пластическая деформация металлов со структурой плотной упаковки происходит путем сдвига плотноупакованных плоскостей друг относительно друга. Механизм сдвига соседних плоскостей состоит из двух элементарных актов перехода атомов через барьеры, разделяющие соседние лунки В - С и С - В, где В - лунка, трансляционно идентичная и ближайшая к лунке В в направлении тангенциального напряжения. После четного числа

элементарных сдвигов в случае идеального скольжения восстанавливается правильная последовательность соседних слоев. После нечетного числа элементарных сдвигов возникает деформационная ошибка упаковки. Деформационные ошибки упаковки наблюдаются во многих пластически-деформированных металлах со структурами кубической и гексагональной плотной упаковок.

Пластическая деформация монокристалла сопровождается искажением кристаллической структуры, и возникновением остаточных напряжений в кристалле.

Эти явления, затрудняя процесс дальнейшей деформации, вызывают изменения механических и физико-химических свойств исходного металла: прочность, твердость, электросопротивление и химическая активность увеличиваются, при одновременном уменьшении пластичности, ударной вязкости, магнитной проницаемости и т. д.

Совокупность изменений механических и физико-химических свойств в результате холодной пластической деформации называют нагартовкой (или наклепом).

Необходимо иметь в виду, что при пластической деформации никакого изменения плотности металла практически не происходит, его объем остается постоянным.

При обработке давлением поликристаллов происходит пластическая деформация отдельных зерен путем скольжения и двойникования (аналогично монокристаллу) в каждом зерне и смещение их относительно друг друга. Деформация сопровождается раздроблением зерен и их удлинением в направлении наибольшего течения металла. В результате этого, последний приобретает строчечную мелкозернистую структуру, отчетливо наблюдаемую под микроскопом (рис. 2).

Одновременно в зернах, так же как и при холодной деформации монокристалла, искажается кристаллическая структура, возникают остаточные напряжения. Рассмотренные явления вызывают упрочнение поликристаллического металла.

В большинстве сплавов всегда присутствуют неметаллические примеси (окислы, карбиды и т. д.), которые располагаются между зернами в виде пленок или отдельных шариков. При обработке давлением эти включения раздробляются и вытягиваются, придавая металлу волокнистое строение, которое при соответствующей обработке поверхности наблюдается невооруженным глазом.

Величина пластической деформации металлов ограничена их пластическими свойствами. При некоторой, вполне определенной для каждого металла, величине деформации в нем образуются микротрещины, которые при дальнейшем деформировании интенсивно развиваются и вызывают его разрушение.

Пластическое течение поликристалла происходит неравномерно. Это объясняется постепенным вовлечением отдельных кристаллитов в процесс пластической деформации (рис.2).

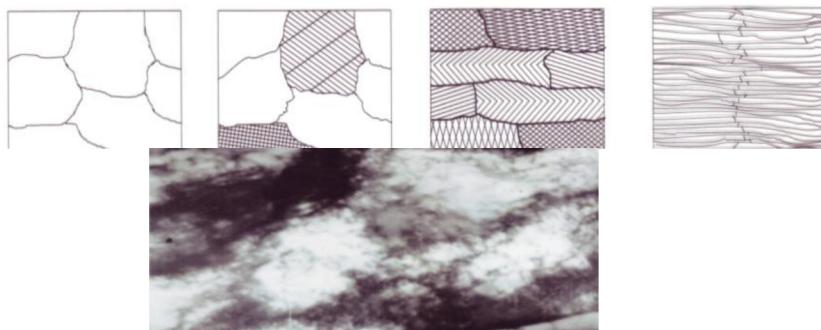


Рис.2. Деформация поликристаллического металла

Большие значения степени деформации приводят к возникновению определённой кристаллографической направленности зёрен, называемой текстурой. Наиболее распространены аксиальная деформационная текстура и текстура проката.

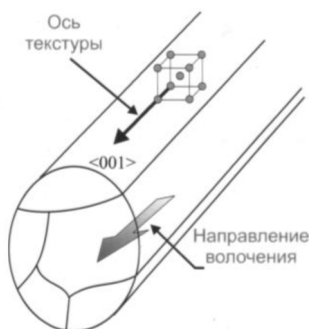


Рис.3 Аксиальная текстура, возникающая при волочении

Большинство металлов обрабатываются давлением в нагретом состоянии. Объясняется это тем, что с повышением температуры пластичность увеличивается, сопротивление деформации уменьшается.

Если пластическая деформация оказывает упрочняющее влияние на металл, то повышение температуры вызывает его разупрочнение. При незначительном нагреве, увеличивающем подвижность атомов, в холоднодеформированном металле уменьшаются остаточные напряжения и, в некоторой степени, устраняется искажение кристаллической решетки. При этом форма и размеры деформированных зерен не изменяются, строчечная и волокнистая структура металла полностью сохраняются. В результате рассмотренных явлений, называемых возвратом, прочностные свойства металла уменьшаются, пластические - увеличиваются

Пластическая деформация металла увеличивает его удельный объем, поэтому поверхностные слои, пластически деформированные при обработке резанием или при процессах упрочнения, стремясь увеличиться, встречают сопротивление недеформированного слоя металла.

Пластические деформации металла при циклических нагрузках, следуя с большой частотой одна за другой и меняя направление, постепенно расшатывают структуру материала и приводят к усталостному разрушению.

Пластическая деформация металла является необходимым условием для выполнения холодной сварки. Деформация должна быть не ниже определенного значения, характерного для данного металла. Усилие для создания этой деформации зависит от многих обстоятельств и может меняться в широких пределах. Поэтому не всегда легко заранее определить усилие, необходимое для холодной сварки, и обычно задается не усилие осадки, а величина деформации.

Пластическая деформация металла при шлифовании иногда сопровождается наклепом. Наклеп, вызывая рост плотности дислокаций и вакансий, увеличивает объем металла. При этих условиях поверхностные пластические деформированные слои металла расширяются и стремятся занять больший объем. Нижележащие упругодеформированные слои препятствуют этому. В результате в наружном наклепанном слое возникают сжимающие напряжения.

Контрольные вопросы

1. Какой механизм пластической деформации является основным?
2. В каких случаях возникает двойникование?

3. Как протекает пластическая деформация в металлах с кубической решёткой?
4. В чём отличие деформации ГП-кристаллов от металлов с кубической структурой?
5. В чём отличие деформирования моно- и поликристалла?
6. В чём причина появления неравномерности свойств при формоизменении металлических изделий?
7. Как влияет пластическая деформация на свойства и структуру металлов?
8. Назовите причины появления текстуры.
9. Как влияет текстура на способность металлов к дальнейшему формоизменению?

Задачи работы

1. Овладение теоретическими знаниями об основах пластической деформации.
2. Проведение анализа процесса деформации плоских и цилиндрических образцов при растяжении и сжатии.
3. Исследование микроструктуры образцов, полученных в результате пластического деформирования при различных схемах нагружения.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Комплект образцов из сплавов АД0, АМц, АМг5, Д16.
3. Штангенциркуль.
4. Испытательная машина.
5. Гидравлический пресс.
6. Микроскопы МИМ-7.
7. Твёрдомеры типа ТК.
8. Микрошлифы из указанных сплавов.

Содержание отчёта

1. Сведения о пластической деформации, её механизмах.
2. Описание последовательности проведения испытания на одноосное растяжение, сжатие.
3. Таблица с данными о степени деформации, значениями твёрдости.
4. Зарисовка и описание микроструктур.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с теоретическими основами пластической деформации, изложить основные положения в отчёте.
2. Рассчитать предварительную величину остаточной деформации образцов.

При последующем проведении лабораторной работы №9 рекомендуется изготовить 2 комплекта деформированных образцов (для проведения отжига на возврат и рекристаллизацию).

3. Провести испытания на одноосное растяжение листовых и цилиндрических образцов со степенями деформации, полученными в п.2.
4. Определить твёрдость поверхности образцов по образующей для образцов после растяжения.
5. Выполнить осадку цилиндрических заготовок.
6. Замерить твёрдость плоской поверхности.
7. Результаты измерений занести в таблицу

Сплав	№ образца	Степень деформации, %		Значения твёрдости HRb
		расчётная	Фактическая	

8. Построить график распределения твёрдости по длине образцов.
9. Дать объяснение полученных результатов.

9. ВЛИЯНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ

Цель работы: изучить влияние нагрева на структуру и свойства холоднодеформированного металла.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Неравновесная структура, созданная холодным деформированием, у большинства металлов устойчива при 25°C. Переход металла в более стабильное состояние происходит при нагреве. При повышении температуры ускоряется перемещение точечных дефектов, создаются условия для перераспределения дислокаций и уменьшения их количества.

Процессы, происходящие при нагреве, подразделяют на возврат и рекристаллизацию. В свою очередь, при возврате различают отдых и полигонизацию.

Возвратом называют все изменения тонкой структуры и свойств, которые не сопровождаются изменением зёрненной структуры деформированного металла, т.е. размер и форма зерен при возврате не изменяются.

Рекристаллизация — это процесс зарождения и роста новых зерен с меньшим количеством дефектов строения. В результате рекристаллизации образуются новые, чаще всего равноосные зерна.

Отдыхом холоднодеформированного металла называют стадию возврата, при которой уменьшается количество точечных дефектов, в основном вакансий; в ряде металлов (Al, Fe) отдых включает также переползание дислокаций, которое сопровождается взаимодействием дислокаций разных знаков и приводит к заметному уменьшению их плотности. Перераспределение дислокаций сопровождается уменьшением остаточных напряжений. Отдых уменьшает удельное электросопротивление и повышает плотность металла. Твердость и прочность уменьшаются максимально на 10 - 15 % от первоначальных значений, и на столько же соответственно увеличивается пластичность. После отдыха повышается сопротивление коррозионному растрескиванию.

Полигонизацией называют процесс формирования субзерен, разделенных малоугловыми границами. Каждое субзерно представляет собой многогранник, практически не содержащий дислокаций. Полигонизация является результатом нескольких элементарных процессов перемещения дислокаций: скольжения и переползания краевых дислокаций, поперечного

скольжения винтовых. Во время полигонизации несколько уменьшается плотность дислокаций благодаря взаимодействию и аннигиляции дислокаций противоположных знаков. Для начала полигонизации в наклепанных металлах технической чистоты необходим нагрев до $0,3 \dots 0,35 T_{пл}$, а в наклепанных сплавах до более высоких температур.

Различают предрекристаллизационную и стабилизирующую полигонизацию. Предрекристаллизационная полигонизация развивается в наклепанных металлах с ячеистой дислокационной структурой. Дислокационные стенки при нагреве уплотняются и ячейки превращаются в субзерна.

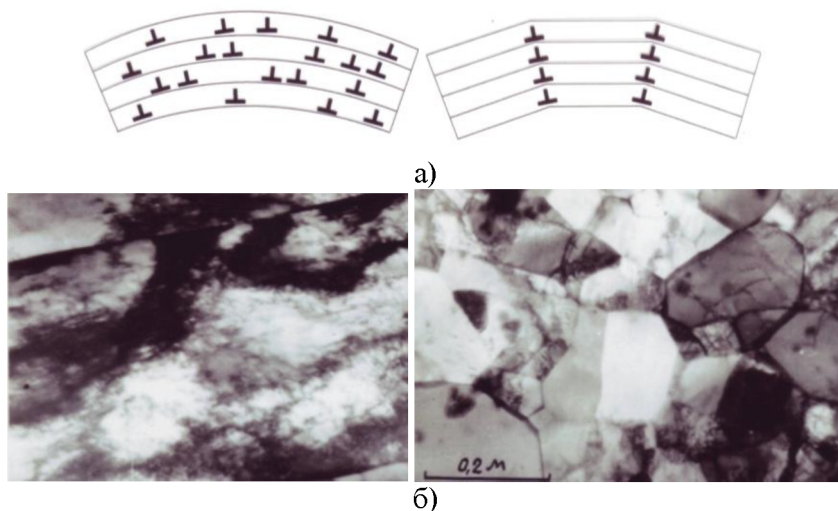


Рис.1. Влияние полигонизации на микроструктуру металла: а) схема полигонизации, б) изменение структуры

Уплотненные стенки ячеек сохраняют значительную кривизну и настолько подвижны, что отдельные субзерна могут увеличиться и стать центрами первичной рекристаллизации. Предрекристаллизационная полигонизация является начальной стадией первичной рекристаллизации. Строение субзерен и их границ мало зависит от температуры. При повышении температуры нагрева наклепанного металла увеличивается скорость полигонизации: структуры полигонизации, образовавшиеся при разных температурах отжига, практически не отличаются.

Стабилизирующая полигонизация представляет собой формирование субзерен, разделенных плоскими дислокационными стенками (рис. 1, а). Стенки малоподвижны и весьма устойчивы, при дальнейшем нагреве они сохраняются почти до температур плавления металлов. После формирования субзеренной структуры рекристаллизации не происходит. Стабилизирующая полигонизация развивается лишь при определенных условиях: отсутствие ячеистой дислокационной структуры, избыток краевых дислокаций одного знака и др. Такие условия выполняются в монокристаллах и крупнозернистых поликристаллах после небольших пластических деформаций. В подобных материалах результаты перераспределения дислокаций существенно зависят от температуры отжига. При сравнительно высоких температурах нагрева (выше $0,35 T_{пл}$) вместо полигонизации развивается первичная рекристаллизация. Если стабилизирующая полигонизация успешно завершилась после отжига при $(0,3 - 0,35)T_{пл}$, то при дальнейшем нагреве даже при более высокой температуре рекристаллизация не развивается.

Ограничение подвижности дислокаций затрудняет полигонизацию. Закрепление дислокаций атомами легирующих элементов и примесей, образование дефектов упаковки, уменьшение концентрации вакансий— все это затрудняет полигонизацию. Чаще она наблюдается в металлах с высокой энергией дефектов упаковки (Al, Mo).

Практическое значение полигонизации проявляется в следующем.

1. Создание субзеренной структуры упрочняет металл по аналогии с формированием мелкозеренной структуры с высокоугловыми границами. Эффект упрочнения при полигонизации проявляется в меньшем масштабе, так как границы субзерен способны легче пропускать дислокации по сравнению с высокоугловыми границами зерен.

2. Образование субзеренной структуры, сохраняя основную долю упрочнения наклепанного металла, снижает остаточные напряжения. Это повышает сопротивление коррозионному растрескиванию. В частности, для наклепанных латуней, содержащих (20 - 35) % Zn, назначают отжиг при $\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ для предупреждения растрескивания.

3. Границы субзерен являются препятствием для перемещения дислокаций. Это используют для повышения жаропрочности деталей.

4. Субзеренная структура, образовавшаяся при динамической полигонизации, т.е. в процессе деформирования обеспечивает при термомеханической обработке сталей оптимальное сочетание пластичности и высокой прочности.

В зависимости от температуры нагрева и выдержки различают три стадии рекристаллизации: первичная, собирательная и вторичная.

Первичная рекристаллизация начинается с образования зародышей новых зерен и заканчивается полным замещением наклепанного металла новой поликристаллической структурой (рис. 2). Для начала первичной рекристаллизации необходимы два условия:

1) предварительная деформация наклепанного металла должна быть больше критической;

2) температура нагрева должна превысить критическое значение, составляющее некоторую долю от температуры плавления металла:

$$T_{\text{рекр}} = a \cdot T_{\text{пл.}}$$

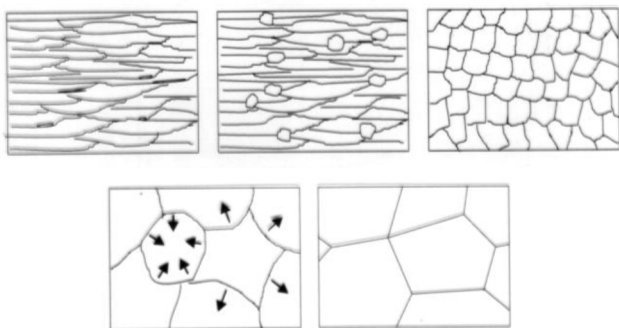


Рис.2 Схема изменения структуры деформированного металла при нагреве

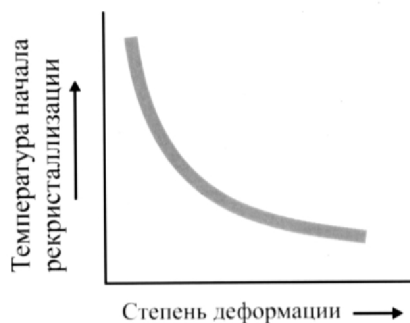


Рис.3 Изменение порога рекристаллизации с ростом степени деформации

Коэффициент a уменьшается при увеличении степени деформации, т.е. металл после холодного деформирования $\epsilon = 90 \%$ будет рекристаллизовываться при более низкой температуре, чем такой же

металл после деформирования $\epsilon = 20\%$ (рис.3). Чистота металла является определяющим фактором для значения коэффициента a . Так, для металлов технической чистоты $a = 0,3 \dots 0,4$. Уменьшение количества примесей может понизить его значение до $0,1 - 0,2$. Для твердых растворов, $a = 0,5 \dots 0,6$, а при добавлении тугоплавких металлов его значение может достигать $0,7-0,8$. Для алюминия, меди и железа технической чистоты температурный порог рекристаллизации равен соответственно $100, 270$ и 450°C .

На стадии первичной рекристаллизации зарождение и рост новых зерен происходят одновременно. Зерна растут путем движения большеугловых границ через наклепанный металл. В таком зерне плотность дислокаций и других дефектов минимальна, в наклепанном металле максимальна.

Первичная рекристаллизация заканчивается при полном замещении новыми зернами всего объема деформированного металла. Первичная рекристаллизация полностью снимает наклеп, созданный при пластическом деформировании, металл приобретает равновесную структуру с минимальным количеством дефектов кристаллического строения. Свойства металла после рекристаллизации близки к свойствам отожженного металла (рис. 4).

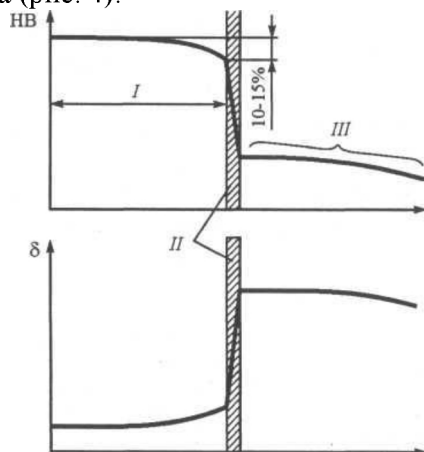


Рис.4. Схемы изменения твердости и пластичности наклепанного металла при нагреве: I- возврат; II - первичная рекристаллизация; III- рост зерна

Особое значение имеет рост крупных зерен при нагреве деформированного металла, когда его деформация близка к критической

степени. При критической степени деформации еще не формируется ячеистая дислокационная структура, способная создать зародыши рекристаллизации, что способствовало бы формированию мелкозернистой структуры. Неоднородность деформации зерен, различия энергии упругих искажений являются движущей силой укрупнения зерен за счет менее устойчивых мелких зерен.

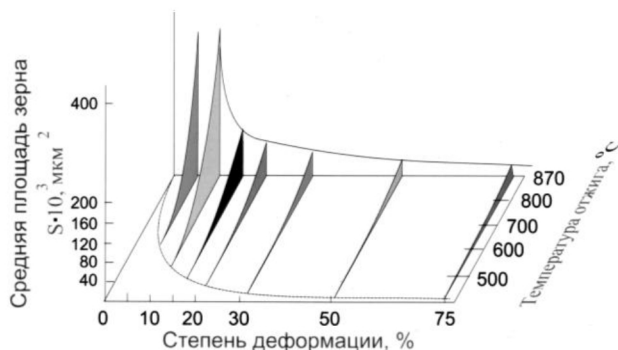


Рис. 5. Диаграмма рекристаллизации железа

Собирательная рекристаллизация представляет самопроизвольный процесс укрупнения зерен, образовавшихся на стадии первичной рекристаллизации. Чем крупнее зерна, тем меньше суммарная поверхность границ зерен и тем меньше запас избыточной поверхностной энергии (по сравнению с объемом зерен).

Рост зерен происходит в результате перехода атомов от одного зерна к соседнему через границу раздела. Одни зерна при этом постепенно уменьшаются в размерах и затем совсем исчезают, другие становятся более крупными, поглощая соседние зерна. С повышением температуры рост зерен ускоряется.

Собирательная рекристаллизация тормозится, когда зерна становятся многогранниками с плоскими гранями, а углы между соседними гранями составляют 120°C .

Вторичная рекристаллизация представляет собой стадию неравномерного роста одних зерен по сравнению с другими. В результате формируется конгломерат зерен-гигантов, соседствующих с зернами-карликами. Механические свойства подобной разнотернистой структуры хуже, чем однородной структуры рекристаллизованного металла.

Вторичной рекристаллизации соответствуют высокие температуры нагрева наклепанного металла.

Описанный процесс рекристаллизации типичен для скоростей нагрева в обычных термических печах, и для завершения той или иной стадии рекристаллизации требуются выдержки порядка нескольких часов.

Первичная рекристаллизация ускоряется при высоких (~ 1000 °C/c) скоростях нагрева, где она развивается при высоких температурах и заканчивается формированием мелкозернистой структуры за секунды вместо часов. Для реализации скоростной рекристаллизации используют индукционный нагрев или непосредственное пропускание электрического тока через наклепанный металл.

Пластичность и вязкость металлов и сплавов зависят от размера зерен. С уменьшением размера зерен вязкость улучшается. Размер зерен, образующихся в результате рекристаллизации, зависит в основном от степени пластической деформации, а также от температуры, при которой происходила рекристаллизация. Увеличение выдержки при нагреве способствует росту зерен, но эффект значительно меньше, чем при повышении температуры нагрева.

Зависимость размера зерен от степени деформации и температуры демонстрируют при помощи диаграмм рекристаллизации (рис. 5).

Рекристаллизованные сплавы, как правило, однородны по свойствам и анизотропии не обнаруживают. Однако при некоторых условиях в рекристаллизованном металле появляется предпочтительная кристаллографическая ориентация зерен, которую называют текстурой *рекристаллизации*. Ее вид зависит от химического состава сплава, характера деформирования, природы и количества примесей, а также технологических факторов.

Нередко она является копией текстуры деформации наклепанного металла. Образование текстуры рекристаллизации имеет практическое значение для сплавов с особыми физическими свойствами, когда требуется улучшить свойства в определенном направлении изделия. Например, в листах трансформаторной стали образование текстуры дает возможность уменьшить потери на перемагничивание по определенным направлениям листа.

Рекристаллизация многофазных сплавов представляет более сложный процесс, в котором на зарождении и росте новых рекристаллизованных зерен сказываются различия свойств каждой фазы,

характер структуры и объемные соотношения между фазами. Особое значение имеют размер частиц второй фазы и среднее расстояние между частицами. Чем ближе друг к другу расположены частицы второй фазы, тем труднее перемещаться границе нового зерна и тем сильнее тормозится рекристаллизация. Это проявляется в повышении температуры рекристаллизации и увеличении времени для завершения первичной рекристаллизации многофазного сплава по сравнению с однофазным. Когда частиц второй фазы мало и они далеко друг от друга, их роль в рекристаллизации незначительна. Мелкие частицы (0,1 мкм и меньше) тормозят рекристаллизацию. Более крупные частицы (свыше 0,1 - 0,5 мкм) тормозят рекристаллизацию, когда располагаются близко одна от другой, и ускоряют ее, когда расстояние между ними возрастает. В последнем случае сказывается влияние межфазной границы, на которой преимущественно зарождаются новые зерна.

Тормозящее влияние дисперсных частиц второй фазы на рекристаллизацию успешно используют в промышленных сплавах для повышения их рабочих температур.

Прочность и ударная вязкость волокнистого металла вдоль волокон выше, чем поперек волокон и это свойство деформированного металла используется при разработке технологического процесса изготовления деталей. Заготовку для будущей детали деформируют таким образом, чтобы направление волокон совпадало с направлением максимальных растягивающих напряжений, возникающих в детали при работе, а сами волокна огибали контур детали и не перерезывались при окончательной механической обработке изделия.

Контрольные вопросы:

1. Что определяет термодинамическую неустойчивость деформированного металла?
2. Что такое отдых и полигонизация?
3. В чём практическая значимость полигонизации?
4. Разновидности рекристаллизации и их характеристика.
5. Как влияет временный нагрев на свойства холоднодеформированного металла?
6. Основные факторы рекристаллизации.

Задачи работы

1. Овладение теоретическими знаниями о процессах, протекающих в деформированных металлах при нагреве.

2. Анализ процесса возврата и рекристаллизации алюминиевых сплавов АД0, АМц, АМг5, Д16.

3. Исследование микроструктуры образцов после возврата и рекристаллизации.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Комплект деформированных образцов из сплавов АД0, АМц, АМг5, Д16 (см. лаб. работу №8).
3. Справочник по цветным сплавам.
3. Лабораторные нагревательные печи.
4. Микроскопы МИМ-7.
5. Твердомеры типа ТК.
6. Микрошлифы из указанных сплавов.

Содержание отчёта

1. Сведения о возврате и рекристаллизации, влияние различных факторов на изменение структуры и свойств деформированных образцов при нагреве.
2. Таблица с результатами проведения испытаний.
3. Зарисовка и описание микроструктур.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с теоретическими основами пластической деформации, изложить основные положения в отчёте.
2. Выбрать температуру и продолжительность отжига для протекания процессов возврата и рекристаллизации.
3. Провести термическую обработку по выбранным режимам.
4. Измерить твёрдость по Роквеллу образцов вдоль образующей через каждые 3-4 мм и занести полученные результаты в таблицу:

$\varepsilon_1=$		$\varepsilon_2=$		$\varepsilon_3=$		$\varepsilon_4=$	
№ точки замера	HRb	№ точки замера	HRb	№ точки замера	HRb	№ точки замера	HRb
среднее		среднее		среднее		среднее	

5. По данным таблицы построить графики распределения твёрдости вдоль образующей (в координатах HRB - N точки замера).

6. Сделать выводы:

- по влиянию предварительной степени деформации на среднее значение твёрдости образцов,

- по влиянию нагрева на равномерность распределения твёрдости по сравнению со значениями деформированных образцов (см. предыдущую работу),

7. Дать объяснение полученных результатов.

8. Изучить макроструктуру стальных и алюминиевых листовых заготовок, деформированных с различными степенями.

Список рекомендуемой литературы¹

1. Гуляев А.П. Металловедение. 6-е изд., перераб. и доп. М: Металлургия. 1986, 544 с.
2. Самохоцкий А.И., Кунявский М.Н. и др. Металловедение. – М.:Металлургия, 1990 г. – с.40-48 с.
3. Арзамасов Б.Н., Макарова В.И., Мухин Г.Г. и др. Материаловедение. 7-е изд., перераб. и доп. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2005, 646 с.
4. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение. 1990, 528 с.
5. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия. 1990, 513 с.
6. Фетисов Г.П., Карпман М.Г., Матюнин В.М. и др. Материаловедение и технология металлов (учебник для вузов). 4-е изд., перераб. и доп. М.: Высшая школа. 2006, 862 с.
7. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И. Материаловедение: учебник для вузов. 4-е изд., перераб. и доп. Санкт-Петербург: Химиздат. 2007, 784 с.
8. Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия. 1990, 240 с.
9. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение: методы анализа, лаб. работы и задачи. 5-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия. 1984, 384 с.