

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ имени академика С. П. КОРОЛЕВА

МЕТАЛЛОГРАФИЯ

*Методические указания
к лабораторно-практическим работам
и индивидуальным занятиям*

САМАРА 2000

Составители: Н. П. Морозов, В. С. Уварова, Ю. К. Фавстов,
В. Д. Юшин, А. А. Мельников

УДК 629.7:779.017:620(075)

Металлография: Метод указания /Сост. Н. П. Морозов,
В. С. Уварова, Ю. К. Фавстов, В. Д. Юшин,
А. А. Мельников; Самар. гос. аэрокосм. ун-т. Самара, 2000.
76 с.

Представлены указания к лабораторно-практическим работам и индивидуальным занятиям по методам металлографического анализа разбора процессов кристаллизации и диаграммы равновесного состояния двойных и тройных сплавов. Приведены сведения из теории, необходимые для выполнения работ и заданий, план и приемы выполнения экспериментальной части и требования к отчету. По каждой теме дан перечень рекомендуемой литературы для самостоятельного изучения материала.

Указания предназначены для студентов специальностей самолетостроения, двигателестроения, эксплуатации самолетов и двигателей металлургии. Работа выполнена на кафедре «Технология металлов и авиаматериаловедение».

Печатаются по решению редакционно-издательского совета Самарского ордена Трудового Красного Знамени авиационного института имени академика С. П. Королёва.

Рецензент Ю. М. Матвеев.

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 испытания, 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 ($1\text{ \AA} = 10^{-8}\text{ см}$). 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 макроанализе, 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), когда разрушение наблюдается внутри зерен путем скалывания по определенным плоскостям. Различают крупно- и мелкокристаллические изломы. В перегретых крупнозернистых (например, низколегированных) сталях межкристаллитный излом называют «каменевидным». Крупнозернистый транскристаллитный излом называют «нафталинистым», так как его блеск напоминает блеск чешуек нафталина. Этот вид брака 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 — когда на поверхности разрушения наблюдаются участки как волокнистого, так и кристаллического строения.

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°C и ниже скапливается в отдельных участках (микropорах, на стыках зерен) и вызывает значительные внутренние напряжения, приводящие к появлению очень тонких (нитевидных) трещин овальной или круглой формы. Из-за резкого снижения вязкости стали флокены являются опасными пороками.

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 круте, 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 $60\text{--}90^\circ\text{C}$ в течение $15\text{--}40$ 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.

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 $3\text{--}4$ 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, она 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 — это метод быстрого предварительного исследования. Поэтому он находит широкое применение в промышленности.

Макроанализ стали

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 бумагу 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 макрошлупа плохо смывается.

2. Определение макроструктуры отливок. Стрелки в литой стали выявляют глубоким травлением темплета в

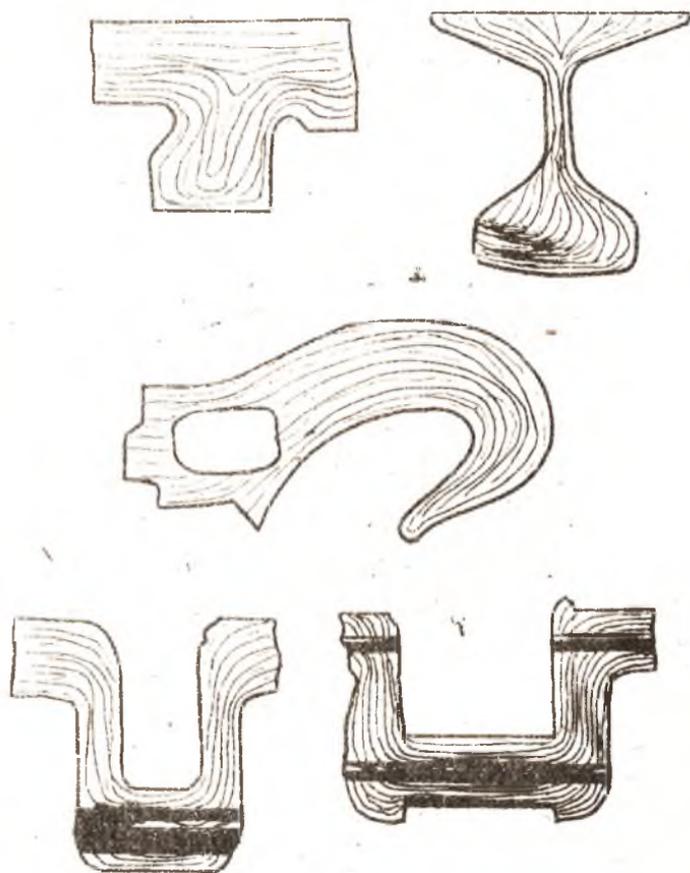


Рис. 1. Образцы волокнистой макроструктуры

15% водном растворе персульфата аммония — $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$ с температурой 80—90°C 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°C с выдержкой от 20 мин до 2 часов. Примеры волокнистой макроструктуры приведены на рис. 1.

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

Выявление макроструктуры бронзовой отливки производится в 30—40% растворе азотной кислоты 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. 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 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 см³ HCl , 5 см³ H_2SO_4 , 20 г $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$, 80 см³ H_2O .

Контролируемый минимум знаний

1. Сущность макроструктурного анализа.
2. Задачи макроанализа.
3. Разновидности изломов и их характерные особенности.
4. Приготовление макрошлифов, способы травления.
5. Методы макроанализа 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 ликваций 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:
 - а) выявление ликвации серы и фосфора;
 - б) выявление ликвации углерода и фосфора.

4. Макроанализ отливки.
5. Макроанализ волокнистой структуры.
6. Оформление отчета.

Примечание. Объем работы и содержание отчета определяются преподавателем.

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев А. П. *Металловедение*. М.: Металлургия. 1977. С. 50—54; 1986. С. 544.
2. Геллер Ю. А., Рахштадт А. Г. *Материаловедение (методы анализа)*. М.: Металлургия, 1975. С. 9—23; 1983. С. 12—21.

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 проведения макроанализа 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 увеличенных 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, в 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 $\sim (0,04 - 0,12) \cdot 10^{-8}$ нм. Это дает возможность иметь разрешающую способность до $\sim 0,2 - 0,5$ 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 создается благодаря вторичной эмиссии электронов, излучаемых поверхностью, на которую падает непрерывно перемещающийся поток первичных электронов. Следовательно, растровый микроскоп позволяет изучать непосредственно поверхность металла, однако разрешающая способность его меньше, чем у просвечивающих (25—30 нм).

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

Впервые для исследования строения металла микроскоп был применен в 1831 году Павлом Петровичем Аносовым, изучавшим булатную сталь, а позднее, в 1861 году — англичанином Г. Сорби, изучавшим метеоритное железо.

По устройству различают вертикальные оптические микроскопы (МИМ-7) и горизонтальные (МИМ-8). МИМ-7 — металлографический инструментальный микроскоп, обеспечивает увеличение от 60 до 1440 раз при визуальном наблюдении шлифа и от 70 до 1350 раз при фотографировании.

Металлографический микроскоп МИМ-7 состоит: из оптической системы с фотографической аппаратурой; осветительного устройства; механической системы.

В оптическую систему входят объектив, окуляр, зеркала, призмы. Как объектив, так и окуляр представляют собой сложную систему линз, размещенных в одной оправе. Объектив, обращенный к рассматриваемому объекту, дает его обратное, увеличенное, действительное изображение. Окуляр, обращенный к глазу наблюдателя, дает мнимое, увеличенное изображение, полученное объективом, но не может повысить разрешающей способности микроскопа. Его выбирают таким образом, чтобы четко были видны детали структуры, увеличенные объективом. Увеличения окуляров и объективов указываются на их металлической оправе и в таблице увеличений, приложенной к микроскопу.

Для фотографирования используют фотоокуляры. Общее увеличение микроскопа N_m равно произведению увеличений объектива $N_{об}$ и окуляра $N_{ок}$:

$$N_m = N_{об} \cdot N_{ок} = (250 l / f_{об} f_{ок}),$$

где $f_{об}$ и $f_{ок}$ — фокусные расстояния объектива и окуляра; 250 — расстояние наилучшего зрения глаза, мм; l — оптическая длина тубуса, т. е. расстояние между фокусами объектива и окуляра.

Полезное увеличение микроскопа M зависит от увеличения объектива, т. е. увеличения, при котором выявляются детали рассматриваемого объекта:

$$M = d_1 / d,$$

где d_1 — разрешающее расстояние человеческого глаза, $d_1 = 0,3$ мм; d — разрешающее расстояние оптической системы.

Величина, обратная минимальному разрешающему расстоянию между двумя точками, называется разрешающей способностью. Чем меньше d , тем больше разрешающая способность оптической системы микроскопа, которая зависит только от числовой апертуры объектива:

$$A = n \cdot \sin \alpha.$$

где A — важнейшая характеристика объектива, указываемая на его оправе;

n — показатель преломления среды между объективом и предметом;

α — половина угла входящего в объектив пучка светового потока.

У лучших объективов $\alpha_{max} = 70^\circ$, а $\sin \alpha = 0,94$. Для сухих объективов, работающих в воздушной среде, $n = 1$. Разрешающее расстояние d определяется в условиях дифракции света как

$$d = \lambda / A,$$

где λ — длина волны белого света, $\lambda \cong 6000 \text{ \AA}$ или $\sim 0,60$ мкм.

Апертурная диафрагма, регулируя световой поток, повышает контрастность изображения и глубину резкости.

Для уменьшения разрешающего расстояния используют иммерсионные объективы. Для этого пространство между объективом и объектом заполняют прозрачным кедровым маслом — иммерсией, обладающей большим показателем преломления $n = 1,51$. Тогда

$$d_{\min} = \frac{0,60}{2 \cdot 1,51 \cdot 0,94} \approx 0,2 \text{ мкм.}$$

Следовательно, разрешающая способность микроскопа ограничена прежде всего длиной волны белого света.

Осветительная система МИМ-7 состоит из источника (низковольтная электролампа с напряжением 17 В); понижающего трансформатора ТР-17, питающего лампу и регулирующего яркость накала лампы; коллектора (собирающей линзы); серии линз (важнейшими являются анализатор, вращением которого изменяют яркость изображения и окраску отдельных элементов структуры, и поляризатор), диафрагм (апертурная, полевая), светофильтров (цветных, матовых или дымчатых стеклянных пластин). Светофильтры отбирают лучи требуемой длины (т. е. определенного цвета) и позволяют установить нужную интенсивность освещения, изменяя тем самым контрастность изображений. При визуальном наблюдении во избежание утомления глаза рекомендуется применять желто-зеленые светофильтры. С помощью полевой диафрагмы регулируют поле зрения при просмотре шлифов и их фотографировании. Для фотографирования окулярный тубус с окуляром выдвигается из тела микроскопа. При этом зеркало, подающее лучи в окуляр, также сдвигается в сторону, а лучи поступают через фотоокуляр (их три), перенося изображение на матовое стекло фотокамеры или на фотопластину, вставленную вместо матового стекла. Включение и выключение света при фотографировании обеспечивается фотозатвором.

Микроскоп МИМ-7 позволяет не только фотографировать микроструктуру шлифов, но и изучать ее в темном поле, при косом освещении, в поляризованном свете.

Косое освещение усиливает оптический контраст при исследовании путем смещения апертурной диафрагмы, в результате чего образуются тени от рельефа поверхности шлифа.

В светлом поле из-за большого количества прямого света, отраженного плоским полем шлифа, мелкие рельефные частицы можно не увидеть. При темнопольном освещении плоская поверхность шлифа выглядит темной, а рельефные участки выделяются в виде ярких точек.

В поляризованном свете (МИМ-7 снабжен вставными анализаторами и поляризатором) отдельные структурные составляющие могут приобретать новую окраску. Например, частицы закиси меди из голубых становятся рубиновыми.

Механическая система включает штатив с горизонтально расположенным макроscopicким винтом грубой наводки, вертикально расположенным микроскопическим винтом тонкой наводки на фокус; предметный столик, на котором устанавливается микрошлиф исследуемой поверхностью вниз. С целью просмотра микроструктуры в разных участках шлифа без изменения фокусного расстояния предметный столик с помощью 2 винтов может перемещаться в горизонтальном направлении на расстоянии от неподвижного объектива 15 мм. Грубая наводка осуществляется вертикальным перемещением предметного столика со шлифом относительно неподвижного объектива путем вращения макровинта до появления в поле зрения яркого светлого пятна. Чтобы при этом не прилагать больших усилий, перед вращением следует отпустить ступор макровинта. В процессе такой наводки макровинт перемещает объектив по отношению к неподвижному предметному столику. Действие микроскопа основано на отражении белого света от специально подготовленной поверхности микрошлифа (рис. 1). От источника

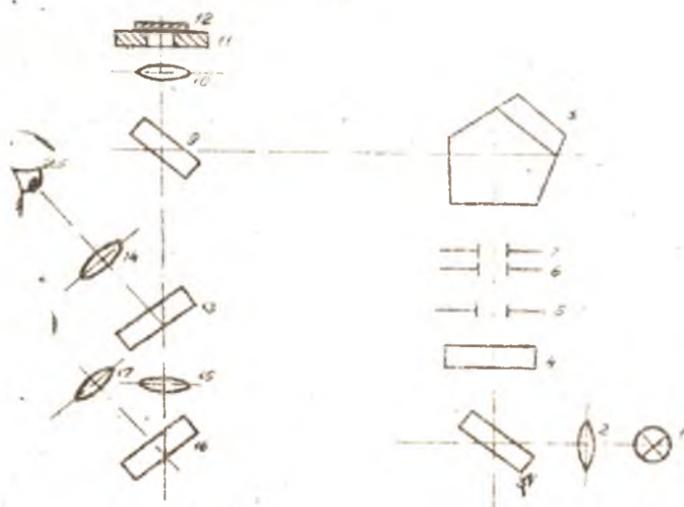


Рис. 1. Оптическая схема микроскопа МИМ-7

света 1 через коллектор 2, отражающее зеркало 3 и светофильтры 4, апертурную диафрагму 5, фотозатвор 6, полевую диафрагму 7 и поворотную призму 8 лучи попадают на плоскопараллельную пластину 9. Часть светового потока проходит через нее, а часть лучей отражается вверх от пластины и через объектив 10 и отверстие в предметном столике 11 попадает на шлиф 12, плоскость которого расположена перпендикулярно оптической оси микроскопа.

Отраженные от шлифа 12, лучи вновь проходят через объектив 10, плоскопараллельную пластину 9 и, отразившись от зеркала 13, через окуляр 14 попадают в глаз наблюдателя, или через фотоокуляр 15 — в фотокамеру где, отразившись от зеркала 16, попадают на фотопластинку 17.

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 обазования 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 и фокусное расстояние и апертуру объектива А, найти их в таблице увеличений, а затем в перекрестии этих значений — взять увеличение микроскопа. Например, увели-

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

чение окуляра $\times 10$, фокусное расстояние F объектива 8,16; $A = 0,37$, тогда увеличение микроскопа равно $\times 240$ (записывают « $\times 240$ » или «увеличение 240»).

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.);

5) микротвердость отдельных структурных составляющих. Решение этих задач используется при исследовании структуры и свойств металлов и сплавов после металлургического производства или после различных обработок: пластической деформации, термической обработки, ХТО, ГМО 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. Образец небольших размеров ($1 \text{ см} \times 1 \text{ см}$; или $S = 1 \text{ см}^2$) вырезается из детали без разогрева, во избежание изменений исходной структуры.

2. Плоская поверхность образца получается на абразивных кругах (для твердых материалов) или напильником (для мягких и хрупких материалов).

3. Шлифование плоской поверхности образца выполняется вручную на абразивной бумаге разной зернистости или на шлифовальном круге, когда шлифовальная бумага закрепляется на вращающемся диске.

4. При ручном шлифовании бумага, начиная с крупнозернистой и до мелкозернистой, накладывается на толстое стекло, а образец по ней перемещают поступательно (вперед и назад) без вращательных движений.

5. При каждом переходе к более мелкозернистой бумаге образец очищают от частичек абразива фильтровальной бумагой и поворачивают на 90° с целью полного удаления следов предыдущей обработки (рисок, царапин).

6. Полирование шлифованного образца производится на полировальном станке. Вращающийся диск, обтянутый сукном или фетром, смачивается периодически суспензией — взвесью тонкого абразива в воде (окись алюминия — белая, окись хрома — зеленая и т. д.). Цель дополирования — получение зеркальной поверхности микрошлифа, т. е. без рисок.

Правила полирования:

а) шлиф должен быть строго перпендикулярен поверхности круга, чтобы не заваливать края шлифа;

б) во избежание несчастных случаев усилие прижима образца к кругу должно быть минимальным;

в) отвлекаться при полировании строго запрещается;

г) если образец вырвется из рук, необходимо тотчас выключить полировальный станок; лишь после полной остановки станка начинать искать шлиф, а затем и продолжать работу;

д) отполированный шлиф хорошо промыть водой и тщательно просушить фильтровальной бумагой путем прикладывания ее к шлифу (во избежание нанесения рисок).

Микрорисследование нетравленных шлифов

Микрорисследование 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. Микродиоды 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.

Кроме разъедания поверхности большое значение имеет для выявления структуры образование окисных пленок разной толщины в разных участках шлифа и отложение окрашенных продуктов травления на поверхности.

Для травления шлифов углеродистой стали и чугунов чаще всего применяют 4% раствор азотной кислоты в спирте, в который на 6—15 с опускают зеркальную поверхность образца. 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. Микроследование нетравленных шлифов стали. На общем светлом фоне нетравленного шлифа стали проецируются 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, выгнутые 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. Микроследование шлифов травленной стали. После травления под микроскопом четко выявляются зерна различно 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 тверд).

3. Микроследование нетравленных шлифов чугунов. Вид чугуна (серый, ковкий, высокопрочный), устанавливается по форме свободно выделившегося графита:

а) относительно невысокие свойства серого чугуна объясняются пластичной (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 куется).

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. Сущность микроскопического метода исследования металлов и сплавов.
2. Задачи микроструктурного анализа.
3. Устройство оптического микроскопа МИМ-7 и приемы работы на нем. Схема хода лучей в металломикроскопе МИМ-7.
4. Приготовление микрошлифов.
5. Травление микрошлифов.
6. Микроструктуры стали, серого и ковкого чугунов до травления.
7. Какие структурные составляющие выявляются в стали после травления?
8. Порядок выполнения работы.

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. Наждачная и фильтровальная бумага.
5. Полировальный станок, покрытый сукном, эмульсия для смачивания сукна.
6. Альбом микроструктур.
7. Микроскопы МИМ-7.
8. Оптическая схема металломикроскопа МИМ-7.

Содержание отчета

1. Основные понятия о микроанализе металлов и сплавов.
2. Оптическая схема металломикроскопа МИМ-7.
3. Описание порядка приготовления шлифов.
4. Схемы микроструктур и их описание:
 - а) стали и чугунов до травления;
 - б) стали после травления.
5. Указать увеличения микроскопа, состав травителя и порядок травления.
6. Схемы микроструктур зарисовать в квадраты $\sim 25 \times \sim 25$ мм или круги диаметром ~ 25 мм.

Порядок выполнения работы

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

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев А. П. *Металловедение*. М.: Металлургия, 1977. С. 50—54; 1986. С. 32—37.
2. Геллер Ю. А., Рахматди А. Г. *Материаловедение (методы анализа)*. М.: Металлургия, 1975. С. 9—23; 1983. С. 70—80.

3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Цель работы: ознакомление с теорией и практическое освоение методики 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 $F_{\text{ср}}$, мкм^2 и число зерен n_0 , приходящихся на 1 мм^2 шлифа, связаны обратно пропорциональной зависимостью

$$F_{\text{ср}} = 10^6/n_0$$

а средний линейный размер (диаметр) зерна, мкм , с площадью связан следующей зависимостью:

$$d_{\text{ср}} = \sqrt{F_{\text{ср}}}$$

С увеличением номера величина зерна уменьшается. Количественные характеристики зернистости приведены в табл. 1.

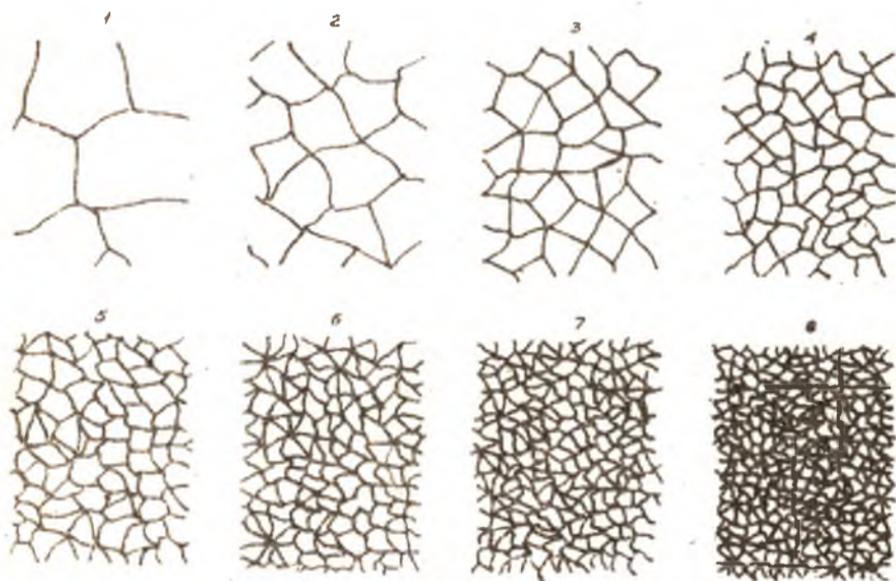
Метод визуальной оценки величины зерна (ГОСТ 5639—82) основан на сравнении видимых под микроскопом зерен с эталонной шкалой. Шкала ГОСТа (рис. 1) представляет схематизированную сетку, ограничивающую зерна среднего размера (по площади данного номера). Размер зерна по этому методу оценивают соответствующим баллом (1—8—номер зерна) при увеличении

Таблица 1

Номер зерна	Площадь зерна F , $\mu\text{м}^2$			Число зерен (среднее)		Средний диаметр	
	наименьшая	средняя	наибольшая	в 1 мм^2 n_0	в 1 мм^3 n_3	по рас- чету	услов- ный
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

микроскопа в 100 раз. Этот приближенный метод оценки размера зерна находит широкое применение в практике благодаря простоте и быстроте эксперимента. Для определения величины зерна по этому способу следует:

поставить объектив и окуляр, обеспечивающие увеличение $\times 100$; просмотреть структуру во многих полях зрения и выбрать наиболее характерные участки шлифа;

Рис. 1. Шкала балльности зерна, $\times 100$

определить, к какому номеру эталонной шкалы больше всего подходит наблюдаемый размер зерна;

по принятому баллу, пользуясь табл. 1, дать количественные характеристики зернистости.

Если в микроструктуре наблюдается явная разнородность, 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.

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 $F_{\text{ср}}$. Для этого необходимо следующее.

1) Определить увеличение на матовом стекле M . Оно зависит от сочетаний увеличений объектива и фотообъектива и дается в паспорте микроскопа или определяется с помощью объекта-микрометра и рассчитывается по формуле.

$$M = l/0,01 \cdot z,$$

где l — величина изображения объекта-микрометра на матовом стекле, измеренная линейкой или штангенциркулем, 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

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

Необходимо подсчитать число зерен в нескольких полях с тем, чтобы общее количество подсчитанных зерен было не менее 100. Для дальнейших расчетов берется среднее значение $n_{\text{ср}}$ 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

$$n = N/2.$$

Для определения $n_{\text{ср}}$ в этом случае общее количество подсчитан-

ных 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, мм²:

$$S_d = S_{ст}/M^2.$$

4) Рассчитать количественные характеристики зернистости:

$$n_0 = n_{ср}/S_d, F_{ср} = 10^6/n_0 = S_d/n_{ср} \cdot 10^6, d_{ср} = \sqrt{F_{ср}}.$$

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 микро-винта.

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, разделенная 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, мм будет

$$Ц_{ок} = A_{об} Ц_{об}/A_{ок} = A_{об}/A_{ок} \cdot 0,01.$$

Для получения достоверных значений $Ц_{ок}$ операция повторяется несколько раз. При этом штрихи обеих шкал должны быть параллельными, что достигается поворотом окуляра. Резкость изображения шкалы окуляра-микрометра достигается перемещением оправы глазной 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 делают в перпендикулярных направлениях. Затем, разделив общее число делений окуляра-микрометра K на общее число пересечений m и учитывая цену деления окуляра-микрометра $Ц_{ок}$, находят средний условный диаметр зерна

$$d_{ср\ усл} = K/m Ц_{ок}.$$

Далее по табл. 1 переходят к среднему расчетному диаметру зерна $d_{\text{ср}}$ и определяют другие количественные характеристики зернистости.

Для определения линейных размеров отдельных микрообъектов структуры необходимо:

на предметный столик микроскопа установить шлиф и настроить микроскоп на резкость;

перемещая предметный столик, совместить измеряемый микрообъект со шкалой окуляра-микрометра в выбранном поле зрения;

измерить объект, т. е. сосчитать, сколько делений K шкалы окуляра-микрометра занимает объект, повторив измерения 3—4 раза;

определить величину измеряемого объекта по формуле

$$l = K \cdot \text{Ц}_{\text{ок.}}$$

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. Определение линейных размеров элементов структуры.

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.

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-микроскопа.

4. Результаты определения номера зерна методом визуальной оценки на данном образце и количественных характеристик зернистости (все сведены в таблицу следующей формы)

Номер образца	Номер зерна	Число зерен		Средняя площадь зерна $F_{\text{ср.}} \text{ мкм}^2$	Средний диаметр зерна, мкм	
		в 1 мм^2 n_0	в 1 мм^2 n_3		расчетный	условный

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	$n_{\text{ср}}$	M	n_0	$F_{\text{ср}}$	Номер зерна по ГОСТу
	1								
	2								
	3								

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

Номер образца	Расчет цены деления	Номер поля зрения	Число делений окуляра-микроскопа	Число пересечений	Расчет среднего условного \varnothing зерна, $d_{\text{ср усл}}$	Средний расчетный \varnothing зерна, $d_{\text{ср}}$	Номер зерна по ГОСТу
		1					
		2					
		3					

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 табл. 1 определить другие характеристики зернистости.

5. Подобрать увеличение микроскопа для определения величины зерна по числу зерен, приходящихся 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. 1—другие количественные характеристики зернистости, включая номер зерна.

9. Произвести измерение и определить величину линейного размера заданного элемента структуры.

10. Сопоставить результаты определения зернистости различными способами.

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

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Геллер Ю. А., Рахштадт А. Г. Материаловедение М.: Металлургия, 1983. С. 384.

2. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1977. С. 360; 1986. С. 214—216.

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 в 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 :

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

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 табл. 1.

Таблица 1

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

Материал	Интервал твердости 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
Черные металлы	140—450	От 6 до 3	$P = 30 D^2$	10,0	3000	10
		От 4 до 2		5,0	750	
		Менее 2		2,5	178,5	
То же	140	Более 6	$P = 10 D^2$	10,0	1000	10
		От 6 до 3		5,0	250	
		Менее 3		2,5	62,5	
Цветные металлы	130	От 6 до 3	$P = 30 D^2$	10,0	3000	30
		От 4 до 2		5,0	750	
		Менее 2		2,5	187,5	
То же	35—130	От 9 до 3	$P = 10 D^2$	10,0	1000	30
		От 6 до 3		5,0	250	
		Менее 3		2,5	62,5	
То же	8—35	Более 6	$P = 2,5 D^2$	10,0	250	60
		От 6 до 3		5,0	62,5	
		Менее 3		2,5	15,6	

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, *НВ10 (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 окалин 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 шарикам 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

ПРОТОКОЛ ИСПЫТАНИЯ НА ТВЕРДОСТЬ ПО БРИНЕЛЛЮ ТОЛЩИНА И МАТЕРИАЛ ОБРАЗЦА ТИП ПРИБОРА

Номер измерения	Условия испытания (D, P, t)	Диаметр отпечатка, мм	Твердость НВ, кгс/мм ²	Среднее значение, НВ
1				
2				
3				

отпечатка определяется как среднее арифметическое из двух измерений.

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 $H_{RB} = 130 - l$, при измерении по шкалам С и А $H_{RC} = 100 - l$. Величина l определяется по формуле

$$l = h - h_0 / 0,002,$$

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 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 В, С или А), число твердости обозначают H_{RB} , H_{RC} , H_{RA} .

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 табл. 2.

Таблица 2

Выбор нагрузки и наконечника для испытаний

Примерная твердость HB по Бринеллю	Шкала	Наконечник	Нагрузка	Обознач. 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, заборны, 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°С.

Перед испытанием на твердость по Роквеллу необходимо произвести контроль прибора (ГК-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 шпильку 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 *S* 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 *S* (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 3 мм. 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	Твердость <i>HRC</i> и <i>HRB</i>					Среднее значение	Твердость 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.
6. То же по Роквеллу.

7. Перевод твердости по Роквеллу в твердость по Бринеллю.
8. 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.

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев А. П. *Металловедение*. М.: Металлургия, 1986. С. 70—72.

5. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРЫ ДВОИНЫХ 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 химическое соединение, не диссоциирующее 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 (химические соединения с нормальной валентностью) или в определенном (обычно весьма узком) интервале концентраций компонентов (промежуточные фазы или твердые растворы на базе химических 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 химическим соединением, твердого раствора с химическим соединением и пр. Структура 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. Структурные составляющие 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 и структурного состояния сплавов конкретной системы в зависимости от температуры и концентрации компонентов. Диаграммы состояния имеют большое теоретическое и практическое значение. Они позволяют для любого сплава данной системы определить картину фазовых превращений, выбрать температуры нагрева при термической обработке, оценить механические, физические и технологические свойства. Диаграммы равновесного состояния показывают устойчивые состояния, которые при данных условиях обладают минимумом свободной энергии и соответствуют нагреву и охлаждению с очень малыми скоростями.

Общие закономерности существования устойчивых фаз выражаются правилом Гиббса. Оно устанавливает связь между числом степеней свободы S , числом фаз Φ , числом компонентов системы K и числом внешних переменных факторов P . Внешними независимыми переменными являются температура и давление, т. е. $P=2$. При постоянном давлении $P=1$. Под числом степеней свободы (вариантностью) системы понимается число независимых друг от друга внешних (температура, давление) и внутренних (концентрация) факторов равновесия, которые могут принимать различные значения без изменения числа фаз в системе. При $P=1$ правило фаз Гиббса имеет следующий вид:

$$S = K - \Phi + 1.$$

Если в двухкомпонентной системе ($K=2$) идет реакция с участием трех фаз ($\Phi=3$), то число степеней свободы равно 0 (система невариантна, $S=0$). Это значит, что нельзя менять ни один из независимых факторов (ни температуру, ни концентрацию фаз), пока не закончится эта реакция. Иначе говоря, трехфазная реакция в двухкомпонентной системе протекает при постоянной температуре. Двухфазные реакции в двухкомпонентной системе протекают при переменной температуре, так как система моновариантна ($S=1$).

Правило фаз используется для контроля экспериментально построенных диаграмм состояния и построения кривых охлаждения (нагрева) сплава.

Диаграммы состояния двухкомпонентных систем строятся в координатах состав-температура. По вертикальной оси откладывается температура, по горизонтальной — состав (концентрация) сплавов. Точка A на оси концентраций соответствует 100 % содержанию компонента A , а точка B — 100 % содержанию компонента B . По мере удаления от точки A к точке B увеличивается коли-

чество компонента B в сплаве, а от точки B в точке A — содержание компонента A . В каждой точке этой числовой оси суммарное содержание обоих компонентов равно 100%. Каждая точка на диаграмме показывает состояние сплава данной концентрации при данной температуре, каждая вертикаль соответствует изменению температуры определенного сплава. Изменение фазового состава сплава отмечается критической точкой. Линии, соединяющие точки аналогичных превращений сплавов разной концентрации, разделяют области разных фазовых составов сплавов. Области различных структурных состояний сплавов, если они не совпадают с фазовыми состояниями, отделяются пунктирными линиями.

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

Компоненты A и B ($K=2$), фазы: L — неограниченный жидкий раствор компонентов A и B друг в друге, α — неограниченный твердый раствор компонентов A и B друг в друге ($\Phi_{\max} = 2$). Общий вид диаграммы и кривая охлаждения сплава M приводится на рис. 1. На диаграмме верхняя кривая AB называется ликвидусом,

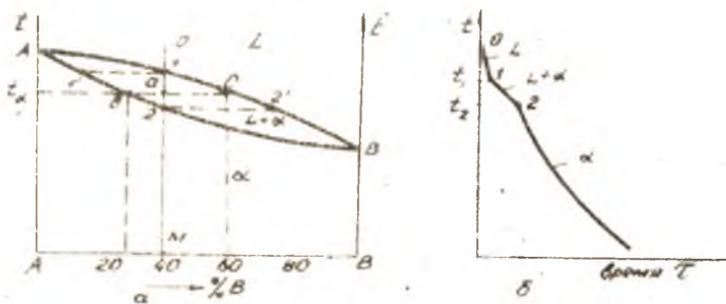


Рис. 1. Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью в жидком и твердом состояниях (а) и кривая охлаждения сплава M (б)

а нижняя кривая — солидусом. Ликвидус — геометрическое место точек начала кристаллизации или конца плавления всех сплавов системы, выше его сплавы находятся в однородном жидком состоянии. Салидус — геометрическое место точек конца кристаллизации или начала плавления всех сплавов системы, ниже его все сплавы находятся в состоянии однородного твердого раствора α . Между этими линиями сплавы имеют двухфазное строение и состоят из

жидкости и кристаллов твердого раствора α . Точки A и B соответствуют температурам плавления чистых компонентов A и B .

Рассмотрим кристаллизацию одного из сплавов, например M (40% B + 60% A). Выше точки 1 сплав M находится в жидком состоянии. В точке 1 он становится насыщенным относительно α -фазы и при малейшем понижении температуры из жидкости L начинают выделяться кристаллы твердого раствора α , состав которых определяется точкой 1' (точнее — ее проекцией на ось концентраций).

От точки 1 до точки 2 идет кристаллизация жидкого раствора L в твердый раствор α . При этом средний состав зерен твердого раствора α меняется по участку ликвидуса 1'-2, а состав (концентрация) жидкости меняется по участку ликвидуса 1-2'. Кристаллизация заканчивается в точке 2 и ниже ее имеется только α -фаза состава точки 2 (точки M). Реакция превращения жидкого раствора L в твердый раствор α записывается в виде



где индексы показывают начальный и конечный состав соответствующей фазы. В конце кристаллизации состав твердого раствора α равен составу исходной жидкости сплава в целом. Ниже точки 2 идет простое охлаждение без превращений.

Для количественного анализа сплава в двухфазной области используют правило отрезков. Для этого при заданной температуре проводят в двухфазной области горизонтальную линию — коноду. Проекция точки пересечения ее с солидусом показывает концентрацию (состав) твердого раствора α , а проекция точки пересечения с ликвидусом — состав жидкой фазы L , находящейся в равновесии с α -фазой. Так, на рис. 1 при температуре t_2 сплав M (40% B + 60% A) состоит из двух фаз: твердого раствора α состава точки b (30% B + 70% A) и жидкого раствора L состава точки c (55% B + 45% A).

Вторая часть правила отрезков позволяет определить относительное весовое количество этих фаз. Состав сплава M делит коноду на отрезки. Отношение длины отрезка, примыкающего к жидкой фазе, к длине всей коноды дает относительное весовое количество твердого раствора α — q_α , а отношение длины отрезка, примыкающего к твердому раствору, к длине всей коноды показывает относительное весовое количество жидкой фазы q_L . Так, для сплава M при температуре t_2 по рис. 1 имеем

$$q_\alpha = \frac{ac}{bc} = \frac{55-40}{55-30} = \frac{15}{25} = 0,6;$$

$$q_L = \frac{ab}{bc} = \frac{40-30}{55-30} = \frac{10}{25} = 0,4.$$

При заданном весе плавки Θ , например 50 кг, весовое количество твердого раствора при этой температуре в сплаве M будет $\Theta_s = q_s \cdot Q = 0,6 \cdot 50 = 30$ кг, а весовое количество жидкой фазы $Q_L = q_L \cdot Q = 0,4 \cdot 50 = 20$ кг.

По правилу фаз в двухфазной области $L + \alpha$ число степеней свободы равно $C = 2 - 2 + 1 = 1$. Следовательно, в данной области независимо и без изменения числа фаз можно изменить только один фактор — температуру или концентрацию сплава, а при заданном составе сплава — только температуру. Иначе говоря, кристаллизация L в α идет при переменной (а не постоянной) температуре. В однофазных областях выше ликвидуса и ниже солидуса $C = 2$, т. е. однофазное строение сплавов в этих областях сохраняется при независимом изменении температуры и концентрации.

При кристаллизации жидкого раствора в твердый раствор идет выделение скрытой теплоты превращения. Поэтому скорость охлаждения здесь замедляется, что можно видеть по перегибам на кривой охлаждения в точках 1 и 2 (см. рис. 1, б).

Из изложенного выше следует, что в процессе кристаллизации жидкого раствора L в твердый раствор α от точки 1 до точки 2 составы реагирующих фаз не равны составу исходного расплава, не постоянны и непрерывно меняются. Оси первого порядка дендритных кристаллов твердого раствора, затвердевающие в первую очередь, обогащены тугоплавким компонентом A , а оси последних порядков и междендритные пространства, кристаллизующиеся вблизи точки 2, обогащены легкоплавким компонентом B . При реальных скоростях кристаллизации в промышленных условиях диффузионные процессы не успевают выравнивать химический состав в пределах зерен твердого раствора. Химическая неоднородность состава зерен α -фазы называется дендритной ликвацией. Она сильно снижает прочность и пластичность слитков и отливок. Для устранения ликвации применяют длительный диффузионный (гомогенизирующий) отжиг при температурах, близких к солидусу.

Рассмотренную диаграмму имеют сплавы систем $Cu-Ni$, $Fe-Cr$ и другие.

Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии и с эвтектическим превращением

Компоненты A и B ($K = 2$), фазы: L — неограниченный жидкий раствор компонентов A и B друг в друге, α — ограниченный твердый раствор компонента B в компоненте A , β — ограниченный твердый раствор A в B . Общий вид диаграммы, кривые охлажде-

ния и схемы формирования структур сплавов I, II приведены на рис. 2.

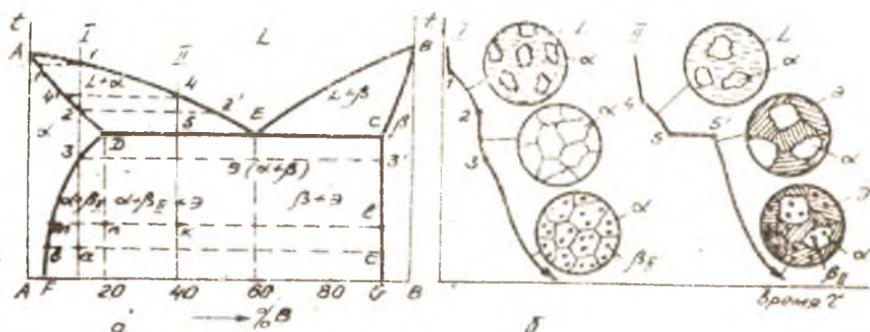
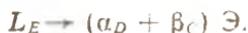


Рис. 2. Диаграмма состояния с ограниченной растворимостью в твердом состоянии и с эвтектическим превращением (а), кривые охлаждения и схемы формирования структур в сплавах I и II (б)

На данной диаграмме линия AEB — ликвидус, линия $ADECB$ — солидус, линии DF и CG — линии предельной растворимости компонентов B в A и A в B соответственно. Растворимость компонента B в компоненте A возрастает с повышением температуры от F до D , а растворимость A в B взята постоянной, так что линия CG вертикальна. Линия DEC — линия эвтектических превращений, на которой заканчивается кристаллизация жидкости с образованием эвтектики — измельченной смеси проросших друг в друга кристаллов предельных твердых растворов α и β по реакции



Запись реакции указывает, что жидкий раствор в любой точке этой линии приобретает концентрацию точки E и при кристаллизации одновременно распадается на две фазы — твердый раствор α состава точки D и твердый раствор β состава точки C . Зерна (колонии) эвтектики являются самостоятельной двухфазной структурной составляющей сплавов, так как при рассмотрении под оптическим микроскопом имеют единообразное строение и одинаковые свойства (твердость, температуру плавления и пр.). Поэтому под линией DEC на диаграмме в двухфазной области $\alpha + \beta$ структурные составляющие не совпадают с фазами. В эвтектической реакции участвуют одновременно три фазы (L, α, β) и поэтому она инвариантна $C = K - \Phi + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$, т. е. протекает при постоянной температуре (площадка $55'$ на кривой охлаждения сплава II).

Рассмотрим кристаллизацию и формирование структуры сплавов I и II.

Сплав I (15% B + 85% A). Выше точки 1 сплав находится в состоянии однородного жидкого раствора L.

На участке 1—2 кривой охлаждения идет первичная кристаллизация жидкости L в твердый раствор α по реакции $L_{1-2'} \rightarrow \alpha_{1'-2}$, в процессе которой концентрация жидкой фазы меняется по ликвидусу от 1 до 2', а состав твердого раствора — по солидусу от 1' до 2. В точке 2 она заканчивается образованием однородного твердого раствора α состава точки 2 (сплава I).

От точки 2 до точки 3 идет простое охлаждение α -фазы без превращений. В точке 3 твердый раствор α становится насыщенным по отношению к компоненту B и ниже точки 3 идет выделение избыточного компонента B в виде твердого раствора β , состоящего в основном из B. При этом содержание компонента B в α -фазе уменьшается от точки 3 до точки F. Реакция выделения записывается в виде



Так как она идет в твердой среде и при сравнительно низких температурах, то диффузия компонента B необходимая для создания концентрации точки 3 в местах выделения β_{11} , идет на короткие расстояния. Поэтому крупные зерна β -фазы не формируются, а происходит выделение многих мелких частиц β_{11} внутри зерен α -фазы (иногда по границам — в виде сетки). Выделение фаз из твердых растворов в связи с изменением растворимости в них компонентов называется вторичной кристаллизацией, а выделившиеся фазы называются вторичными, на что указывает индекс II при β .

Используем правило отрезков для количественного анализа сплава I в точке a. Составы фаз: β_B — 95% A + 5% B, β_{11c} — 93% B + 7% A (см. проекции точек b и c на ось концентраций по рис. 2). Относительные весовые доли фаз будут

$$q_{\beta} = \frac{ac}{bc} = \frac{93-15}{93-5} = \frac{78}{88} = 0,88;$$

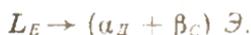
$$q_{\beta_{11}} = \frac{ab}{bc} = \frac{15-5}{93-5} = \frac{10}{88} = 0,12.$$

В сплаве I структурные составляющие и фазы совпадают друг с другом.

Сплав II (40% B + 60% A). От точки 4 до точки 5 идет кристаллизация жидкой фазы в избыточные зерна твердого раствора α по реакции $L_{4-E} \rightarrow \alpha_{4'-D}$. В отличие от сплава I, первичная кристаллизация жидкости по этой реакции не заканчивается. В точке 5 кривой охлаждения имеем твердый раствор состава точки D в количестве $q_{\alpha} = 5E/DE$ и жидкий раствор L состава точки E в количестве $q_L = D5/DE$.

На площадке 55' кривой охлаждения остаток жидкости эвтекти-

ческого состава претерпевает эвтектическое превращение при постоянной температуре с образованием смеси двух твердых растворов α и β , т. е.



В точке $5'$ на кривой охлаждения после окончания эвтектической реакции сплав будет иметь две структурных составляющих: зерна эвтектики \mathcal{E} и избыточные зерна α -фазы. При этом их весовые доли равны $q_1 = D5/DE$ и $q_2 = 5E/DE$. В точке $5'$ и ниже структурные и фазовые составляющие не совпадают, часть α -фазы выделилась в виде избыточных зерен, а часть ее входит в зерна эвтектики. Общее количество α -фазы равно $q_3 = 5C/DC$, а относительная весовая доля β -фазы равна $q_4 = D5/DC$.

При охлаждении ниже точки 5 в связи с уменьшением растворимости компонента B в α -твердом растворе пойдет реакция выделения β_{II} :



Она будет проходить как в избыточных зернах α -фазы, так и в α -фазе, входящей в состав эвтектики. Частицы β_{II} , выделившиеся в избыточных зернах α -твердого раствора, видны при рассмотрении под микроскопом и представляют самостоятельную структурную составляющую. Кристаллики β_{II} , выделившиеся из α -фазы, входящей в эвтектику, объединяются с первичной β -фазой эвтектики и при микроисследовании обычно не обнаруживаются.

Итак, сплав II ниже эвтектической линии состоит из трех структурных составляющих $\mathcal{E}[(\alpha + \beta_{II}) + \beta]$, α и β_{II} . Весовая доля эвтектики, как и ранее, будет равна $q_1 = D5/DE = (40-20)/(60-20) = 0,5$, а общая доля α и β_{II} составит $q_{2+III} = 5E/DE = (60-40)/(60-20) = 0,5$. Можно рассчитать доли α и β_{II} раздельно, имея в виду, что обе эти структурные составляющие получились из β -фазы состава точки D . В точке K будем иметь:

$$q_2 = \frac{5E}{DE} \frac{nl}{ml} = 0,5 \frac{93-20}{93-7} = 0,425;$$

$$q_{III} = \frac{5E}{DE} \frac{mn}{ml} = 0,5 \frac{20-7}{93-7} = 0,075.$$

Фазовый состав сплава II ниже эвтектической линии $\alpha + \beta$. В той же точке K имеем α_m и β_I . Общая относительная доля α -раствора, как фазы, находящейся в виде избыточных зерен α и входящей в эвтектику, будет равна $q_3 = \alpha I/ml = (93-40)/(93-7) = 0,615$. Общая относительная доля β -фазы, входящей в эвтектику в виде β и β_{II} и находящейся в виде частиц β_{II} внутри зерен α , будет равна $q_4 = mK/ml = (40-7)/(93-7) = 0,385$.

В сплавах, расположенных между точками E и C , кристаллиза-

ния идет подобно сплаву II. Вначале из жидкого состояния выделяются зерна твердого раствора β , а остаток жидкой фазы при эвтектической температуре переходит в эвтектику. При дальнейшем охлаждении из α -фазы, входящей в эвтектику, выделяется β_{II} , но она структурно не обнаруживается. Так как состав твердого раствора β при данном начертании диаграммы постоянен, то α_{II} из β не выделяется и ниже эвтектической горизонтали сплавы имеют лишь две структурные составляющие: α и β .

Во всей области *ФДЕСГ* данной диаграммы имеются две фазы α и β . Но структура, состоящая из этих фаз, в разных сплавах различна. Области с различными структурными составляющими отделены друг от друга пунктирными линиями.

Диаграмма состояния сплавов, образующих смеси чистых компонентов

Данная диаграмма является частным случаем диаграммы, рассмотренной выше, и отличается от нее очень малой растворимостью компонентов в твердом состоянии, практически полным отсутствием ее. Примером может служить система свинец-сурьма, диаграмма состояния которой приведена на рис. 3. Компоненты Pb и Sb ; фазы: жидкость L , кристаллы Pb и кристаллы Sb . Ликвидус — линия *АЕВ*, солидус — линия *СЕД*.

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 Pb (в доэвтектических сплавах) или Sb (в заэвтектических сплавах). При этом концентрация остающейся жидко-

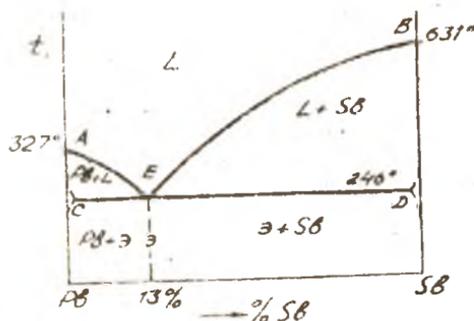


Рис. 3. Диаграмма состояния $Pb-Sb$

сти при снижении температуры приближается к эвтектической (13% Sb). При постоянной температуре 246°C все сплавы претерпевают эвтектическое превращение $L_E \rightarrow (Pb + Sb)$ Э с образованием эвтектики Э ($Pb + Sb$) — измельченной смеси светлых кристалликов Sb и темных кристалликов Pb . Ниже 246°C никаких превращений в сплавах не происходит.

Микроструктура доэвтектических сплавов состоит из темных кристаллов свинца и мелкозернистой пестрой эвтектики. В микро-

структуре заэвтектических сплавов на фоне мелкозернистой эвтектики видны светлые резко очерченные кристаллы сурьмы. При микроследовании 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 провести самостоятельно при выполнении практической части работы, основываясь на разборе предыдущих диаграмм. Здесь ограничимся лишь примером. В заэвтектическом сплаве, содержащем 50% Sb и 50% Pb, при 20°C весовая доля эвтектики составляет $q_{\text{э}} = \frac{100-50}{100-13} = \frac{50}{87} = 0,575$, а доля зерен Sb составляет $q_{\text{Sb}} = \frac{50-13}{100-13} = \frac{37}{87} = 0,425$.

Диаграмма состояния сплавов с образованием устойчивого химического соединения (промежуточной фазы)

Химическое соединение устойчиво, если его можно нагреть без разложения до расплавления, и неустойчиво, если при нагреве оно разлагается (диссоциирует). В общем виде химическое соединение обозначают $A_m B_n$: на $m + n$ его атомов приходится m атомов компонента A и n атомов компонента B. Некоторые металлические химические соединения допускают растворимость в себе атомов, образующих его, т. е. являются твердыми растворами на базе химических соединений. Их называют промежуточными фазами. Общий вид диаграммы с устойчивой промежуточной фазой у представлен на рис. 4.

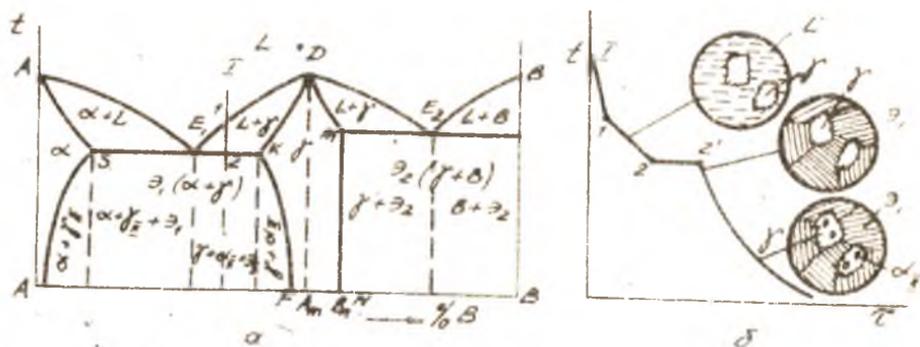


Рис. 4. Диаграмма состояния с устойчивой промежуточной фазой (а) и кривая охлаждения сплава 1 (б)

В этой диаграмме компонентами являются A и B . Фазы: α -ограниченный твердый-раствор компонента B в A , B —чистый компонент B (растворимость A в B отсутствует, поэтому раствора нет), γ —твердый раствор A и B в устойчивом химсоединении $A_m B_n$, плавающимся в точке D , при этом растворимость A в $A_m B_n$ переменная по линии KD , а растворимость B в $A_m B_n$ постоянная по вертикальной линии MN .

Ордината $A_m B_n D$ делит диаграмму на части, каждую из них можно рассматривать самостоятельно, принимая $A_m B_n$ за компонент. Подобные диаграммы рассматривались выше, поэтому здесь подробно не анализируются. В системе A — $A_m B_n$ протекает эвтектическая реакция $L_{E1} \rightarrow (\alpha_s + \gamma_k) E_1$, а в системе $A_m B_n$ — B вторая эвтектическая реакция $L_{E2} \rightarrow (\gamma_m + B) E_2$.

При уменьшении растворимости A и B в $A_m B_n$ область γ -фазы на диаграмме будет сужаться и превратится в вертикальную линию $A_m B_n D$. Это будет диаграмма с устойчивым химсоединением постоянного состава.

Рассмотренные выше диаграммы состояний, хотя и не исчерпывают всего их многообразия, дают возможность анализировать состояние многих промышленно важных сплавов.

Контролируемый минимум знаний

1. Понятия: сплав, фаза, компонент, система, структурная составляющая.
2. Определение основных видов твердых фаз (твердые растворы, соединения и промежуточные фазы) и их смесей.
3. Правило фаз и его применение.
4. Кристаллизация жидких растворов в твердые растворы.
5. Правило отрезков, его применение.
6. Эвтектическое превращение и эвтектика.
7. Образование вторичных выделений из твердых растворов.
8. Построение кривых охлаждения и формирование структуры сплавов в диаграммах с неограниченной и ограниченной растворимостью.
9. Диаграмма свинец—сурьма.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Освоение основных понятий о сплавах и их строении.
2. Владение 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 химсостава 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 отчета

1. Понятия о фазах, структурных составляющих, диаграмм состояния, их видах.

2. Диаграмма свинец—сурьма и кривые охлаждения пяти сплавов с указанием на них превращений.

3. Расчет количества структурных составляющих в этих сплавах.

4. Рисунки и описание микроструктур пяти сплавов.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные понятия в отчете.

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 отчет и описать.

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

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев А. П. *Металловедение*. М.: Металлургия, 1986. С. 100—128.
2. Лахтин Ю. М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. М.: Металлургия, 1984. С. 77—112.
3. Захаров А. М. *Диаграммы состояния двойных и тройных систем*. М.: Металлургия, 1978. С. 1—50.

6. ДИАГРАММА ЖЕЛЕЗО—УГЛЕРОД

Цель работы: изучение диаграммы железо—углерод, практическое освоение анализа закономерности формирования равновесных фаз и структур сплавов различного состава при охлаждении и нагреве.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Основные положения теории

Диаграмма железо—углерод является краеугольным камнем металловедения и термической обработки сталей и чугунов—основных сплавов промышленности. Знание диаграммы является необходимой предпосылкой грамотного определения структуры и свойств большинства конструкционных и инструментальных сталей и чугунов, разработки режимов предварительной и окончательной термических обработок, определения температурных условий обработки давлением.

Диаграмме железо—углерод посвящены тысячи исследований. Создание диаграммы имеет богатую и интересную историю. С производством и применением стали (железа) люди познакомились еще в древности, однако только в самом конце XVIII века французом Гютоном было дано правильное определение стали как сплава железа с углеродом. Построение же самой диаграммы было начато только во второй половине XIX века и связано в первую очередь с именем русского ученого Дмитрия Константиновича Чернова, который в 1868 году установил существование критических точек A и B , соответствующих граничным температурам фазовых превращений в сталях A_1 и A_3 . В современном виде диаграмма железо—углерод была построена только в начале XX века, а ее уточнение продолжается и в настоящее время.

В равновесных железоуглеродистых сплавах углерод, если он не растворен в железе, может присутствовать как в форме графита, так и в форме цементита. Поэтому диаграмма состояния приводится часто в двух вариантах: железо—углерод и железо—цементит. Линии истинно равновесной системы железо—графит проходят при этом несколько выше линий квазиравновесной системы железо—цементит. Самый же вид диаграммы остается тот же.

В данной работе рассматривается диаграмма системы железо—цементит, представленная на рис. 1.

Поскольку все технические сплавы железа с углеродом содержат углерода меньше, чем в цементите, обычно строят и рассматривают только диаграмму железо—цементит, ее и называют диаграммой железо—углерод.

При изучении диаграммы состояния следует различать компоненты, фазы и структурные составляющие, определения которых даны в лабораторной работе 5.

В сплавах системы железо—углерод компонентами являются железо и цементит (углерод); фазами—феррит, цементит, графит, аустенит, жидкость; многофазными структурными составляющими—перлит и ледебурит, однофазными структурными составляющими—феррит, цементит, графит, аустенит. Сведения о физико-механических свойствах фаз и структурных составляющих имеются в учебниках. Мы приведем только основные сведения о свойствах фаз и структурных составляющих.

Железо—является типичным металлом и занимает 26-ю клетку в периодической системе Менделеева. Железо характеризуется незначительной прочностью ($\sigma_{\sigma} = 20\text{—}25$ кгс/мм²) и хорошей пластичностью ($\sigma = 50\text{—}60$ %). Плотность железа—7,87 г/см³, $T_{пл} = 1534^{\circ}\text{C}$.

Железо может существовать в двух модификациях: до 910°C и от 1390°C до температуры плавления железо имеет решетку ОЦК (α -железо), а в интервале температур от 910 до 1390°C —решетку ГЦК (γ -железо). Температура Кюри для железа — 768°C .

Цементит—химическое соединение, соответствующее формуле Fe_3C . Цементит характеризуется высокой твердостью ($HV800$) и чрезвычайно низкой пластичностью. $T_{пл} = 1250^{\circ}\text{C}$. Температура Кюри — 210°C . Цементит является неустойчивым соединением и при определенных условиях распадается с образованием графита. Цементит может присутствовать и как самостоятельная структурная составляющая, и как одна из фаз структурных составляющих типа перлит и ледебурит.

Графит—одна из модификаций углерода, имеющая гексагональную решетку с ионной и ковалентной сильными связями между атомами в плотноупакованных слоях и слабыми, типа полярных, связями между плотноупакованными слоями. Графит характеризуется исчезающе малой прочностью. Плотность графита $2,2$ г/см³, $T_{пл} = 3500^{\circ}\text{C}$.

Феррит—твердый раствор внедрения углерода в α -железе. Максимальное содержание углерода в феррите — $0,02$ % при 727°C и $0,1$ % при 1499°C (точки P и H на диаграмме железо—углерод). Свойства феррита примерно такие же, как и у чистого железа. В сталях феррит может присутствовать и как самостоятельная структурная составляющая, и как основная часть (фаза) сложных структурных составляющих типа перлит и ледебурит.

Аустенит—твердый раствор внедрения углерода в γ -железе. Максимальное содержание углерода в аустените — $2,14$ % при 1147°C (точка E на диаграмме железо—углерод). Аустенит обладает невысокой прочностью и хорошей пластичностью. Характер-

ной особенностью аустенита является его способность к упрочнению при деформации. Аустенит немагнитен. В сталях и чугунах аустенит может присутствовать и как самостоятельная структурная составляющая, и как составная часть (фаза) сложной структурной составляющей — ледебурита.

Перлит — двухфазная структурная составляющая, представляющая собой эвтектоидную смесь феррита и цементита. Перлит содержит 0,8% С. В зависимости от формы цементита различают пластинчатый и зернистый (глобулярный) перлит. Пластинчатый перлит по сравнению с зернистым характеризуется несколько большей прочностью и твердостью ($\sigma_b = 82\text{--}86$ кгс/мм² и $HV = 190\text{--}220$ против $\sigma_b = 70\text{--}75$ кгс/мм² и $HV = 160\text{--}190$) и меньшей пластичностью ($\delta = 10\text{--}11\%$ против $14\text{--}16\%$).

Ледебурит — двухфазная структурная составляющая, представляющая собой в области температур от 1147 до 727°C эвтектическую смесь цементита и аустенита. Ледебурит содержит 4,3% С. При охлаждении, при температуре 727°C аустенит, входящий в состав ледебурита, превращается в перлит. Ледебурит отличается большой твердостью ($HV = 700$) и хрупкостью.

Вся диаграмма состояния железо—углерод образована линиями, имеющими определенные наименования и ограничивающие характерные по структуре области.

Линия *ABCD* — линия ликвидуса, показывающая начало кристаллизации сплавов системы железо—углерод.

Линия *АНЕСFD* — линия солидуса, показывающая окончание кристаллизации.

Линия *HJB* — линия перитектического превращения $(\Phi + Ж) \rightleftharpoons A$ при температуре 1499°C.

Линия *ECF* — линия эвтектического превращения $Ж \rightleftharpoons (Ц + A)$ при температуре 1147°C.

Линия *PSK* — линия эвтектоидного превращения $A \rightleftharpoons (Ц + \Phi)$ при температуре 727°C, обозначаемой через A_1 .

Важными для понимания формирования структур сталей являются линии нижнего стального угла диаграммы.

Линия *GS* показывает температуры начала выделения феррита из аустенита при охлаждении или окончания растворения феррита в аустените при нагреве. Последние обозначаются через A_{cs} и A_{cs} соответственно.

Линия *SE* показывает температуру начала выделения вторичного цементита из аустенита при охлаждении или окончания растворения вторичного цементита при нагреве. Последние обозначаются через A_{cm} .

Линия *PQ* показывает температуру начала выделения третичного цементита из феррита при охлаждении или окончания растворения третичного цементита в феррите при нагреве.

У всех сплавов, содержащих более 2,14 % С, кристаллизация заканчивается при температуре 1147° эвтектическим превращением, после которого структура сплавов с содержанием углерода от 2,14% до 4,3% будет состоять из аустенита и ледебурита, а сплавов с содержанием углерода свыше 4,3% — из первичного цементита и ледебурита. Структура сплава с 4,3% углерода будет чисто ледебуритной.

У сплавов с содержанием углерода до 2,14% непосредственно после кристаллизации образуется однофазная аустенитная структура. Указанное различие в структурах, образующихся в результате кристаллизации, создает существенные различия как в эксплуатационных, так и в технологических свойствах сплавов с содержанием углерода до 2,14% и свыше 2,14%. Все железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода до 2,14% называют сталями, а с большим — чугунами.

В качестве примера рассмотрим процесс формирования структур в сплаве с 1,4% С (рис. 1 и 2).

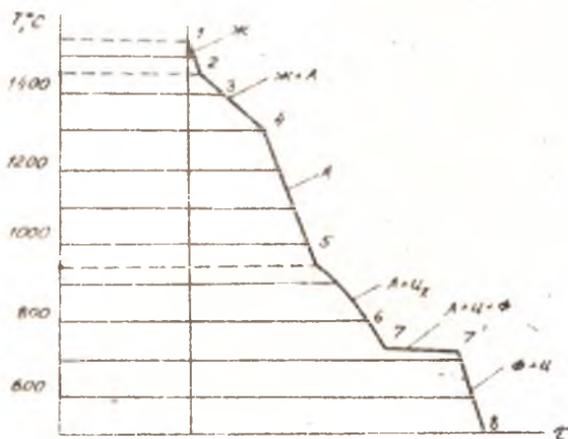


Рис. 2. Кривая охлаждения сплава с 1,4 % С

В исходном высокотемпературном состоянии (точка 1) сплав имеет одну жидкую фазу. Число степеней свободы для точки 1: $S = K + 1 - \Phi = 2 + 1 - 1 = 2$. Состав жидкой фазы соответствует составу сплава.

В точке 2, лежащей на линии BC, начинается процесс кристаллизации. Выделяются первые кристаллики аустенита состава, соответствующего проекции точки 2' на ось концентраций. Кристаллизация аустенита сопровождается выделением скрытой теплоты

плавления, что отражается в уменьшении угла наклона кривой охлаждения при понижении температуры.

Весь процесс первичной кристаллизации идет в интервале температур, ограниченном точками 2 и 4.

В точке 3 сплав имеет двухфазную структуру, состоящую из жидкости концентрации, определяемой точкой 3'', и аустенита концентрации, определяемой точкой 3'. Отношение количества жидкой фазы к количеству аустенита определяется по правилу отрезков $q_{ж}/q_A = 3-3'/3-3''$, где 3—3' и 3—3'' — длина отрезков между указанными точками. Число степеней свободы для точки 3 составляет: $C = 2 + 1 - 2 = 1$.

В интервале температур между точками 4 и 5 сплав имеет однофазную структуру — аустенит. Число степеней свободы для этой области температур: $C = 2 + 1 - 1 = 2$.

Начиная с температуры точки 5 и до температуры точки 7 из аустенита выделяются кристаллы вторичного цементита. Концентрация углерода в аустените при этом понижается и при температуре точки 7 становится равной 0,8%, т. е. концентрация эвтектоида. Изменение концентрации углерода в аустените можно проследить по линии *ES*.

В точке 6 структура сплава двухфазная и состоит из аустенита и вторичного цементита. Концентрация углерода в аустените соответствует точке 6 в цементите — формуле Fe_3C . Относительное количество аустенита и вторичного цементита определяется отношением $q_A = 6-6''/6'-6''$, $q_{цп} = 6'-6/6'-6''$. Число степеней свободы $C = 2 + 1 - 2 = 1$.

При температуре точки 7 начинается и заканчивается эвтектоидное превращение. Весь аустенит превращается в эвтектоидную механическую смесь феррита и цементита — перлит. Содержание углерода в перлите — 0,8%. На кривой охлаждения эвтектоидное превращение отражается горизонтальной ступенькой, протяженность которой соответствует времени протекания превращения. Число степеней свободы при прохождении превращения $C = 2 + 1 - 3 = 0$.

Перлит представляет собой двухфазную структурную составляющую. По окончании эвтектоидного превращения структура сплава будет состоять из зерен перлита, окруженных сеткой вторичного цементита. Отношение количества перлита ко вторичному цементиту определяется формулой

$$\frac{q_p}{q_{цп}} = \frac{K-7}{S-7} = \frac{5,27}{0,6} = 8,78.$$

Правило рычага позволяет нам определить и относительное количество фаз в структуре, т. е. относительное количество феррита и цементита:

$$\frac{q_{\text{в}}}{q_{\text{н}}} = \frac{7-K}{P-7} = \frac{5,27}{1,38} = 3,82.$$

Феррит содержит 0.02% углерода, что соответствует проекции на ось концентраций точки P .

При дальнейшем охлаждении сплава вплоть до комнатной температуры его микроструктура не изменится, хотя и будет идти процесс выделения из феррита третичного цементита. Выделений третичного цементита не будет видно, так как последний присоединяется ко вторичному цементиту и цементиту перлита.

В точке 8 структура, как и после завершения эвтектоидного превращения, будет состоять из зерен перлита, окруженных сеткой вторичного цементита. Относительное количество структурных составляющих и фаз примерно такое же, как и для точки 7. Число степеней свободы

$$C = 2 + 1 - 2 = 1.$$

Подробное описание формирования структуры и фазовых превращений при охлаждении и нагреве сплавов системы железо—углерод различного состава даны в учебнике [1].

Контролируемый минимум знаний

1. Вид диаграммы железо—углерод.
2. Понятия: компонент, фаза, структурная составляющая.
3. Поллиморфные превращения железа.
4. Определение фаз и структурных составляющих в железоуглеродистых сплавах.
5. Перитектическое, эвтектическое и эвтектоидное превращения.
6. Определение стали и чугуна.
7. Правило фаз и правило рычагов (отрезков).
8. Структурные составляющие доэвтектоидных, эвтектоидных и заэвтектоидных сталей.
9. Структурные составляющие белых, серых, высокопрочных и ковких чугунов.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Практическое освоение и закрепление знаний основных закономерностей формирования структур при охлаждении и нагреве двойных сплавов.
2. Закрепление знаний о структурном и фазовом составе сплавов с помощью правил фаз и отрезков.
3. Ознакомление с диаграммой железо—углерод и получение

фундаментальных знаний по основным закономерностям образования равновесных структур при охлаждении и нагреве сплавов этой системы.

4. Практическое освоение построения кривых охлаждения и нагрева сплавов системы железо—углерод и теоретическое обоснование их вида.

Материальное оснащение

1. Методическая разработка.
2. Плакат.

Содержание отчета

1. Рисунок диаграммы состояния системы железо—углерод с обозначением структурного и фазового составов отдельных областей диаграммы.

2. Кривые охлаждения двух сплавов составов, указанных преподавателем.

3. Подробное описание процесса формирования структур при охлаждении сплавов, соответствующих кривым (п. 2) с использованием правил фаз и отрезков для 3—4 точек, указанных преподавателем.

4. Рисунки структур рассмотренных сплавов при комнатной температуре с численной информацией о структурном и фазовом составе (количество отдельных структурных составляющих и фаз, их химический состав).

Порядок выполнения работы

1. Ознакомление с основными теоретическими положениями, необходимыми при выполнении работы.

2. Прохождение контроля знаний теории по контрольным вопросам.

3. Вычерчивание диаграммы состояния железо—углерод и получение задания от преподавателя по составам 2 сплавов, для которых необходимо построить кривые охлаждения, и по температурам 3—4 точек, к которым необходимо применить правила фаз и отрезков.

4. Выполнение работы в соответствии с пп. 2, 3 и 4 содержания отчета.

5. Контроль выполненной работы преподавателем.

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев А. П. *Металловедение*. М.: Металлургия, 1986. С. 142—160.
2. Лахтин Ю. М. *Металловедение и термическая обработка металлов*. М.: Металлургия, 1984. С. 119—128.

7. МИКРОИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛИ И ЧУГУНА В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ

Цель работы: изучение равновесных структур железоуглеродистых сплавов при комнатных температурах.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Основные понятия

Диаграмма Fe—Fe₃C в интервале концентраций от 0 до 6,67% C представлена на рис. 1 методических указаний предыдущей работы. В рассматриваемых в диаграмме интервалах температур и концентраций железоуглеродистые сплавы имеют следующие структурные составляющие.

Жидкость — жидкий раствор углерода в железе. Жидкость обозначается в дальнейшем буквой «L».

Цементит — химическое соединение железа с углеродом, обозначается в дальнейшем буквой «Ц». В цементите содержится 6,67% C.

Феррит — твердый раствор углерода в α -Fe (ОЦК), обозначается в дальнейшем буквой «Ф». Максимальная растворимость углерода в железе 0,02% при температуре 727°C и 0,1% C — при температуре 1499°C. С понижением температуры растворимость уменьшается.

Аустенит — твердый раствор углерода в γ -железе (ГЦК решетке), в дальнейшем обозначается буквой «А». Максимальная растворимость углерода в γ -железе — 2,14% при температуре 1147°C. С понижением температуры растворимость уменьшается.

Перлит — эвтектоидная смесь феррита и цементита. В перлите содержится 0,8% C. Перлит обозначается буквой «П».

Ледебурит — эвтектическая смесь аустенита и цементита. При температурах ниже 727°C ледебурит представляет собой механическую смесь перлита и цементита. В ледебурите содержится 4,3% C. Обозначается ледебурит буквой «Л».

Структура
железоуглеродистых
сплавов
при комнатной
температуре

Сплавы, лежащие левее точки Q (0,006% C), состоят только из феррита, а сплавы, концентрации которых лежат в пределах от 0,006% C до 0,02% C имеют структуру — феррит и цементит третич-

ный (см. рис. 1 лаб. р. 6). Сплавы, имеющие концентрацию углерода от 0,02% С (точка «P»), до 0,8% С (точка «S»), называются доэвтектоидными сплавами. Их структура состоит из феррита и перлита. Сталь, содержащая 0,8% С, имеет структуру, состоящую из перлита (эвтектоидная смесь феррита и цементита пластинчатой формы). Стали, содержащие от 0,8, до 2,14% С, имеют структуру, состоящую из цементита «вторичного» и перлита. Доэвтектические чугуны, содержащие углерод 2,14 до 4,3%, имеют структуру: перлит, ледебурит и цементит «вторичный». Структура эвтектического чугуна (4,3% С) целиком состоит из ледебурита. Заэвтектические чугуны содержат углерода от 4,3 до 6,67% и имеют структуру, состоящую из цементита первичного и ледебурита.

Особенности
изображения
микроструктуры
железоуглеродистых
сплавов

Микроструктура сталей с содержанием углерода до 0,15% представляется в следующем виде. Светлые зерна (полиэдры) феррита занимают подавляющую часть площади шлифа. Тонкие темные линии являются границами ферритных зерен. Зерна перлита в виде небольших темных остатков расположены в стыках между зернами феррита.

В образцах с большим содержанием углерода (С) количество перлита возрастает и при содержании $C = 0,4-0,45\%$ площади, занятые ферритом и перлитом, примерно равновелики. При еще большем содержании углерода феррита становится все меньше и он концентрируется в виде оболочки вокруг перлитных зерен и напоминает сетку.

При $C = 0,5-0,6\%$ эта сетка довольно толстая и местами разорвана, при повышении содержания углерода она становится все тоньше. При 0,7% С участки феррита расположены в стыках зерен перлита. У эвтектоидной стали ($C = 0,8\%$) структура состоит из сплошного темного перлита, который местами имеет пластинчатое строение (пластины феррита и цементита), а местами — глобулярное (сферические частицы цементита расположены на фоне феррита). В результате травления на перлите часто замечается разноцветное окрашивание отдельных участков.

В заэвтектоидной стали (0,8—1,4%) темные зерна перлита окружены очень тонкой светлой сеткой вторичного цементита. По цвету эта сетка мало отличается от ферритной. Можно сказать, что она блестящая, а не матовая. Кроме того, цементитная сетка, в отличие от ферритной, непрерывная,

Под микроскопом структура белого доэвтектического чугуна,

в котором весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита, представляет собой темные участки перлита дендритной формы, светлый блестящий вторичный цементит и ледебурит. Он представляет собой характерную пятнистую структуру, в которой небольшие участки перлита расположены на светлом фоне цементита. Структура эвтектического чугуна: ледебурит, состоящий из светлого цементита и темного перлита. Ясно видно дендритное строение структуры.

Структура заэвтектического чугуна: удлинённые светлые блестящие пластины избыточного первичного цементита и ледебурита, состоящего из темного перлита и светлого цементита.

Ковкие чугуны получаются путем отжига отливок из белого чугуна. В ковком чугуне весь углерод или значительная его часть находится в свободном состоянии в форме хлопьевидного графита (углерода отжига). Ковкий чугун легко распознается под микроскопом благодаря тому, что графит в нем выделен в форме более или менее округлых темных комков (гнезд). Структура металлической основы ковкого чугуна может быть ферритной, ферритно-перлитной или перлитной. В ферритно-перлитных чугунах светлые выделения феррита обычно окаймляют гнезда графита.

Серые чугуны отличаются тем, что в них углерод в значительной степени или полностью находится в свободном состоянии в форме пластинчатого графита.

Перерезанные плоскостью шлифа эти пластины представляются в виде темных «червячков» (чешуек) или темных пятен, когда пластинка графита широким сечением частично совпадает с плоскостью шлифа. Структура металлической основы может быть либо чисто ферритной (редко), либо ферритно-перлитной, либо чисто перлитной.

Благодаря более высокому по сравнению со сталью содержанию фосфора в чугуне часто наблюдается особая структурная составляющая — тройная фосфористая эвтектика (фосфористый феррит + фосфид железа + цементит). Ее структура напоминает пятнистый ледебурит, но мельче, а внешние границы участков ее залегания состоят из плавных дуг и острых углов.

Высокопрочные чугуны — это серые литейные чугуны, модифицированные магнием. В таких чугунах углерод в значительной степени или полностью находится в свободном состоянии в форме шаровидного графита. Металлическая основа может быть чисто ферритной, ферритно-перлитной, перлитной. У ферритно-перлитного чугуна феррит, как правило, располагается вокруг темного графита в виде белого кольца, а на остальной площади располагается серый перлит.

Определение
содержания углерода
по количественному
соотношению
структурных
составляющих

По соотношению площадей, занимаемых структурными составляющими, можно определить содержание углерода в углеродистой (нелегированной) стали и ее марку при условии, что сталь находится в равновесном (отожженном) состоянии.

Структура доэвтектоидной стали — феррит и перлит. Содержание углерода в феррите из-за незначительности этой величины (0,006%) не учитывают и считают, что он весь находится в перлите. Перлит содержит 0,8% углерода. Если знать процентное количество перлита в общем объеме стали (% П), то (поскольку плотности феррита и перлита близки) можно рассчитать содержание углерода в стали (% С) по формуле

$$C = \frac{0,8 \% \cdot П \%}{100\%}$$

Оценка соотношения перлита в структуре доэвтектоидной стали производится визуально или с помощью линейки окуляра-микрометра путем деления суммарных длин отрезков этой линейки, проходящихся на ту и другую структурные составляющие в нескольких полях зрения, на длину всей линейки. Пусть, например, площадь, занятая ферритом, составляет 30%, а перлитом — 70%. Тогда содержание углерода в стали будет равно $C = 0,8 \cdot 70/100 = 0,56$. По рассчитанному значению С устанавливает марку стали.

Конструкционные углеродистые стали маркируются двухзначным числом, указывающим среднее содержание углерода в сотых долях процента. Марки чередуются так: 05; 08; 10; 15; 20; 25 и т. д. до 65. Инструментальные стали, содержащие от 0,7 до 1,3% углерода, маркируются буквой У и числом, указывающим среднее содержание углерода в десятых долях процента: У7, У8, У10, У9, У11, У12, У13. В приведенном выше примере при округлении числа 0,56% к ближайшему стандартному имеем сталь 55.

В заэвтектоидной стали углерод содержится в обеих структурных составляющих: в перлите 0,8% и во вторичном цементите 6,67%. Поэтому расчет содержания углерода в ней производится суммированием его содержания в той и другой структурной составляющей:

$$C = \frac{0,8 \cdot П \%}{100} + \frac{6,67 \cdot Ц \%}{100}$$

В заэвтектоидной стали доля площади шлица, занимаемая сеткой вторичного цементита, мала (до 10%) и визуально ее определить

с достаточной точностью затруднительно. Поэтому при такой оценке содержание углерода определяется весьма приближенно. Для более точного расчета содержания углерода в заэвтектоидной стали долю цементита необходимо определить инструментально.

В микроструктуре белых доэвтектических чугунов, состоящей из ледобурита, перлита и вторичного цементита, не всегда удается отделить цементит ледобуритный от вторичного цементита. Затруднительно и определение общего количества перлита и цементита. Поэтому определение процента углерода в них по микроструктуре обычно не производится.

В серых высокопрочных и ковких чугунах содержание углерода по микроструктуре определяется только в металлической основе по имеющемуся в структуре шлифа перлиту. Маркировка их производится по механическим свойствам. Например, СЧ12—это серый чугун, у которого $\sigma_b = 12$ кгс/мм²; ВЧ60—2—высокопрочный чугун, у которого $\sigma_s = 60$ кгс/мм², $\delta = 2\%$; КЧ37—12—ковкий чугун с $\sigma_b = 37$ кгс/мм² и $\delta = 12\%$.

Механические свойства сталей в равновесном состоянии

Механические свойства сталей зависят от их химического состава и структурного состояния, определяемого режимом термической обработки. В равновесном отожженном состоянии с увеличением содержания углерода пропорционально растет доля второй фазы — цементита, твердость которого ($HV = 800$) во много раз выше твердости феррита ($HV = 80-90$). Твердые и хрупкие частицы цементита повышают сопротивление движению дислокаций. Вследствие этого с увеличением содержания углерода возрастают твердость и прочность стали, а пластичность и вязкость уменьшаются. При содержании углерода более 1% ее твердость растет, а предел прочности уменьшается, что объясняется выделением по границам зерен перлита сплошной хрупкой цементитной сетки.

Влияние содержания углерода на механические свойства горячекатаной стали в состоянии поставки (близком к равновесному) показано на рис. 1.

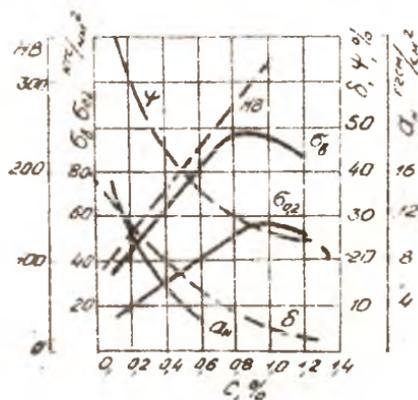


Рис. 1. Влияние углерода на механические свойства стали

Значения механических свойств являются средними и могут колебаться в пределах $\pm 10\%$ в зависимости от содержания примесей, условий охлаждения, температуры прокатки и прочих факторов.

Контролируемый минимум знаний

1. Воспроизвести на память диаграмму железо—углерод.
2. Указать для каждой области диаграммы структурный и фазовый составы сплавов.
3. Дать характеристику и указать примерные механические свойства (твердость) каждой структурной составляющей.
4. Словесно описать изображение каждой структурной составляющей.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ

Задачи работы

1. Овладение теоретическими знаниями о микроструктурах сталей и чугунов в равновесном состоянии.
2. Практическое знакомство с изображением микроструктур сталей и чугунов под микроскопом.
3. Закрепление навыков работы с металлографическим микроскопом.

Материальное оснащение

1. Методические разработки по данной работе и по работе «Диаграмма железо—углерод».
2. Атлас микроструктур.
3. Микроскоп МИМ-7.
4. Образцы сталей и чугунов.

Порядок выполнения работы и содержание отчета

1. Ознакомиться с теорией и изложить ее основные положения в отчете.
2. Изобразить в отчете диаграмму железо—углерод с указанием фаз и структурных составляющих во всех ее областях.
3. С помощью металлографического микроскопа провести исследование структур доэвтектоидных, эвтектоидных и заэвтектоидных сталей, а также белых, серых, ковких и высокопрочных чугунов.
4. Зарисовать микроструктуру каждого образца, описать структурные составляющие и указать примерный процент площади, занимаемой каждой составляющей.

5. Подсчитать количество углерода в каждом образце (для чугунов подсчитать только количество связанного углерода).

6. Установить марку стали, используя описание структуры и свойств, определить механические свойства исследованных марок сталей и чугунов.

7. Все данные свести в таблицу отчета.

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев А. П. *Металловедение*. М.: *Металлургия*, 1986. С. 156—193.

8. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРЫ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ

Цель работы: ознакомление с теорией, овладение приемами 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 объемы 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 $A-B$, $B-C$, и $A-C$.
3. Точки внутри треугольника изображают составы тройных

сплавов. Для определения концентрации тройного сплава O (рис. 1) через заданную точку проводят линии, параллельные сторонам треугольника, противолежащим определяемым компонентам: для определения процента компонента A —линию, параллельную сто-

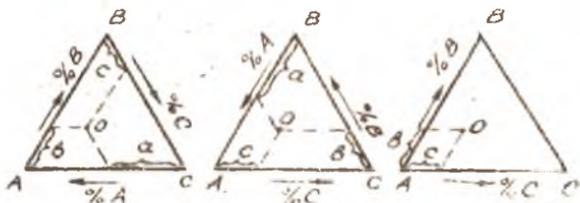


Рис. 1. Определение концентрации тройных сплавов

роне 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 отсчет 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 $\%A = 100\% - (\%B + \%C)$.

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

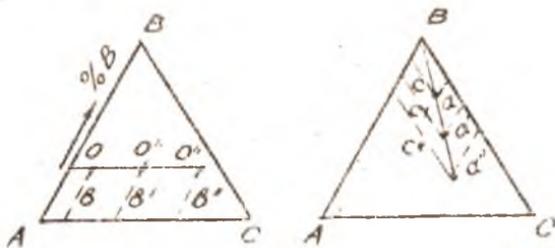


Рис. 2. Свойства треугольника концентраций

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. 3, а). Если сплав состоит из двух фаз и заданы количества и концентрации

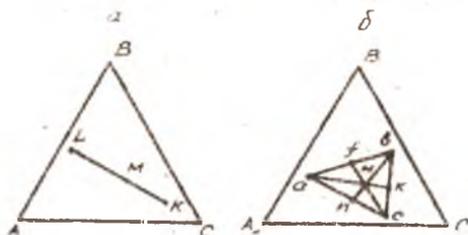


Рис. 3. Применение правила прямой (а) и правила центра тяжести (б) в трех-компонентных системах

этих фаз K и L , то состав сплава лежит на прямой KL в точке M , которая делит ее на отрезки, обратно пропорциональные весовым количествам фаз:

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

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

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

а их отношения

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

Правило центра тяжести в тройной системе используется для количественного анализа трехфазных областей (рис. 3, б). Если сплав состоит из трех 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_a , Q_b , Q_c .

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

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

или из уравнения

$$fQ = Q_b / (Q_a + Q_b) ab.$$

Затем определим состав смеси из трех 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 трехфазного сплава определяется точкой M , удаленной от точек f и c на расстояния, соответствующие отношению

$$fMcM = Q_c / (Q_b + Q_c).$$

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 путем смешения фаз a и b можно аналогично найти положение точки k смеси фаз a и b из уравнения

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

или из уравнения

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

Далее проведем линии fc и ak . Пересечение их дает 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:

$$q_a = Mk/ak, \quad q_b = Mn/bn, \quad q_c = Mf/fc.$$

Равенство $q_a + q_b + q_c = 1$ служит для контроля точности построений и расчетов. 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 пред-

ставлена на рис. 4, на котором выпуклая поверхность ликвидуса и вогнутая поверхность солидуса сходятся в точках плавления чистых компонентов. Между ними заключена двухфазная область

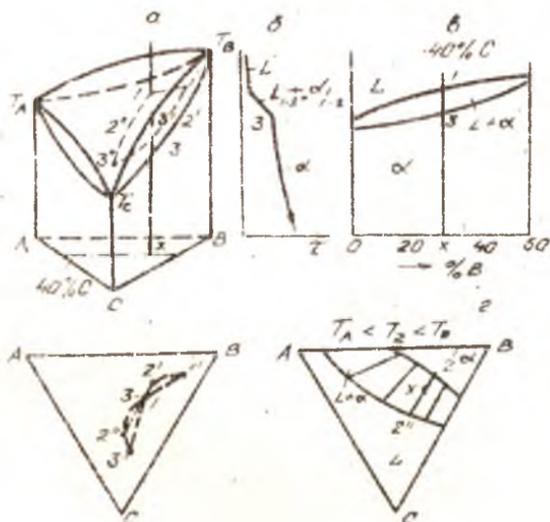


Рис. 4. Пространственная модель (а), кривая охлаждения сплава X (б), вертикальный (в) и горизонтальный (г) разрезы тройной диаграммы с полной растворимостью компонентов

$L + \alpha$, где L и α соответственно жидкий и твердый неограниченные растворы. В процессе кристаллизации жидкого раствора в твердый в сплаве X от точки 1 до точки 3 состав жидкости непрерывно изменяется по пространственной кривой 1 2'' 3'', лежащей на поверхности ликвидуса. При этом он удаляется от исходного состава X в сторону легкоплавкого компонента. Твердый раствор α изменяет свой состав по кривой 1' 2' 3', лежащей на поверхности солидуса, приближаясь к составу сплава X со стороны тугоплавкого компонента B. В треугольнике концентраций изменение составов L и α показано «пропеллерной» кривой 1' 2' 3' 2'' 3''.

Для анализа тройных диаграмм используются их вертикальные (политермические) и горизонтальные (изотермические) разрезы, которые для данной системы показаны на рис. 4, в, г. Вертикальный разрез дан параллельно стороне AB при 40% C = const. В нем 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.

сплаве X при температуре T_2 (рис. 4. г) имеются две фазы: жидкость L состава точки $2'$ и твердый раствор α состава точки $2'$. Их весовые доли

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

Тройная эвтектическая диаграмма

Такую диаграмму образуют компоненты, не растворимые друг в друге и не образующие химических соединений. Диаграмма изображается (рис. 5, а) в виде трехгранной призмы. На гранях призмы построены двойные эвтектические диаграммы AB , BC , CA . Началу кристаллизации компонентов A , B и C соответствуют три поверхностные ликвидусы: $A_1E_1EE_3A_1$, $B_1E_1EE_2B_1$, $C_1E_3EE_2C_1$. Каждая точка этих поверхностей указывает состав жидкости, находящейся в равновесии с выделившимися кристаллами A , B и C . Каждая две поверхности ликвидус пересекаются по пространственным кривым E_1E , E_2E и 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 Ξ $(A+B+C)$.

Между поверхностями ликвидус и плоскостью лежат поверхности начала кристаллизации двойных эвтектик. Одна из них изображена отдельно на рис. 5, б. Началу выделения двойной эвтек-

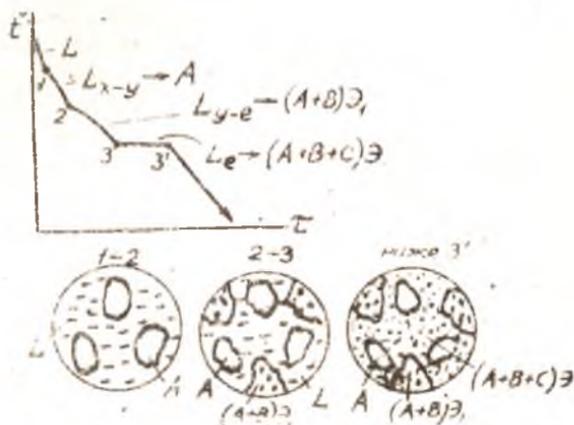


Рис. 6. Кривая охлаждения и схема формирования структуры тройной эвтектического сплава X

тики $(A+B) = \mathcal{E}_1$ соответствуют поверхности aE_1E_{qa} и bE_1E_{rb} . Двойная эвтектика $(B+C) = \mathcal{E}_2$ начинает выделяться по поверхности cE_2E_{rc} или по поверхности dE_2E_{pd} , а двойная эвтектика $(C+A) = \mathcal{E}_3$ — поверхностям eE_3E_{pl} и fE_3E_{qf} .

Рассмотрим кристаллизацию сплава X , кривая охлаждения которого представлена на рис. 6. От точки 1 до точки 2 идет выделение из жидкости избыточного компонента A ; состав остающейся жидкости (рис.5) изменяется по линии $1y_1$ (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. При достижении поверхности aE_1E_{qa} (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_1 по линии y_1E (по ye — в треугольнике концентраций). Кристаллизация двойной эвтектики от точки 2 до точки 3 идет не при постоянной температуре, как в двойных сплавах, а при переменной, так как число степеней свободы $S = K - \Phi + 1 = 3 - 3 + 1 = 1$. При достижении точки 3, лежащей в плоскости солидус, остаток жидкости претерпевает четырехфазную реакцию $L_E \rightarrow A+B+C$, идущую при постоянной температуре, так как $S = 3 - 4 + 1 = 0$. В результате ее образуется измельченная 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° имеет три структурных составляющих: кристаллы компонента A , зерна двойной эвтектики $(A+B)$ \mathcal{E}_1 и зерна тройной эвтектики $(A+B+C)$ \mathcal{E} .

Аналогично кристаллизуются другие сплавы системы. Их структурное состояние после кристаллизации дается на горизонтальном сечении при 20° , 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.

Сплавы, лежащие на сплошных линиях двойных эвтектик, не имеют избыточных чистых компонентов. Сплавы, лежащие на пунктирных линиях Ae , Be и Ce не имеют двойных эвтектик, так как при кристаллизации чистых компонентов в соответствии с правилом прямой состав остающейся жидкости уходит

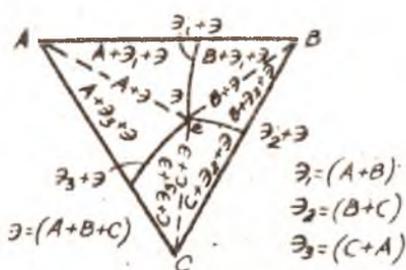


Рис. 7. Структурная диаграмма тройной эвтектической системы

сразу в точку тройной эвтектики E . Сплавы, лежащие на сторонах треугольника концентраций ACB не имеют в структуре тройной эвтектики Θ , а 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

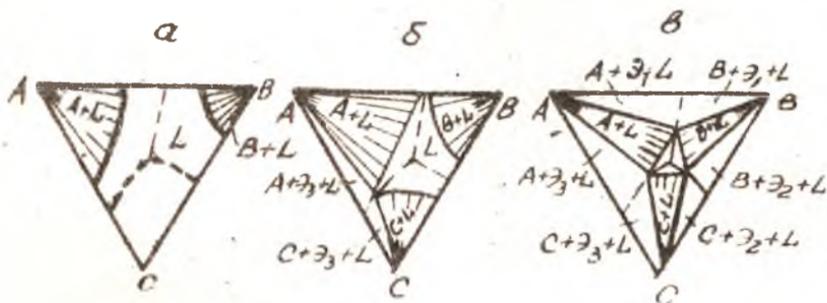


Рис. 8. Изотермические разрезы тройной эвтектической диаграммы при T_1 (а), T_2 (б) и T_3 (в)

прямые линии пересечения их с поверхностями начала кристаллизации двойных эвтектик. На рис. 8 даны изотермические разрезы диаграммы при трех различных температурах T_1, T_2, T_3 , указанных на пространственной модели (рис. 5, а). 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 трехфазных областях, прилегающих к сторонам треугольника концентраций, используется правило центра тяжести.

На рис. 9 приводится вертикальное (политермическое) сечение диаграммы, параллельное стороне AB ($\% C = \text{const}$). Линии $a'm'$ и $m'b'$ — линии ликвидуса, т. е. линии пересечения поверхностей ликвидуса $A_1E_1EE_3A_1$ и

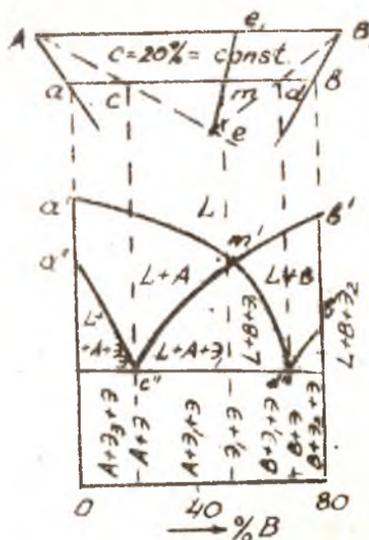


Рис. 9. Политермический разрез тройной эвтектической диаграммы при $C = \text{const}$

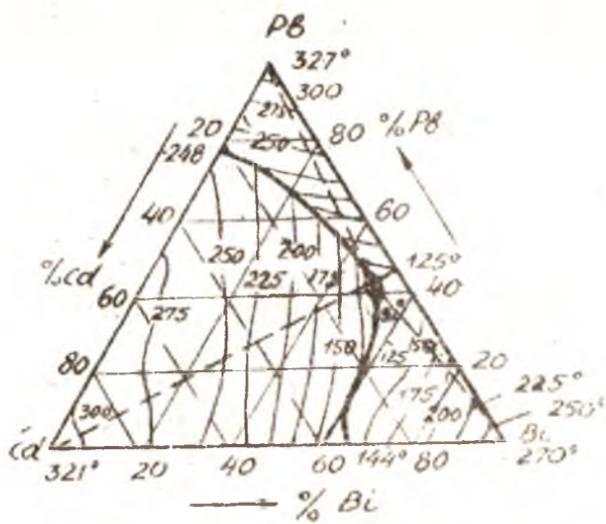


Рис. 10. Проекция поверхностей ликвидуса системы Cd—Pb—Bi

кущей вертикальной плоскостью.

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

$B_1E_1EE_2B_1$ с секущей плоскостью. Линии $a''c''$, $c''m'$, $m'd''$ и $d''b''$ есть линии начала выделения двойных эвтектик соответственно \mathcal{E}_3 , $\mathcal{E}_1, \mathcal{E}_1$ и \mathcal{E}_2 . Они образовались при пересечении поверхностей двойных эвтектик $[E_3Eq]$, aE_1Eqd , bE_1Erb , cE_2ErC с секущей плоскостью.

Горизонтальная линия на разрезе есть линия солидуса, образовавшаяся при пересечении плоскости тройной эвтектики qpr с се-

Контролируемый минимум знаний

1. Способы изображения 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, ее изотермические и политермические разрезы.
5. Поверхности тройной эвтектической диаграммы.
6. Процессы кристаллизации разных по составу сплавов в 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 трехкомпонентных сплавов.
2. Анализ процесса кристаллизации и формирования структуры различных по составу сплавов $Pb-Vi-Cd$ с построением необходимых разрезов тройной эвтектической системы.
3. Исследование микроструктуры различных по составу сплавов системы $Pb-Vi-Cd$ на готовых шлифах и сопоставление ее 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. Чертеж диаграммы.
5. Микроскопы МИМ-7.
6. Шесть образцов (шлифов) сплавов свинец—висмут—кадмий.
7. Описание микроструктур сплавов.

Содержание отчета

1. Сведения из теории построения и анализа тройных диаграмм.
2. Структурная диаграмма сплавов $Pb-Vi-Cd$ с указанием положения в ней исследуемых сплавов.
3. Таблица химсоставов исследуемых образцов.
4. Зарисовка и описание микроструктур образцов.
5. Кривая охлаждения и схема формирования структуры одного из образцов.
6. Политермическое сечение диаграммы $Pb-Vi-Cd$ при 20% Pb .

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчете.
2. Разбор тройной эвтектической диаграммы в общем виде под руководством преподавателя.
3. Вычертить треугольник концентраций системы $Pb-Vi-Cd$, указать на нем положение линий двойных эвтектик, температуры их кристаллизации.
4. Расставить структурные составляющие сплавов во всех областях диаграммы.
5. Завести в таблицу химсоставы шести исследуемых сплавов, содержащих 20% Pb .

6. Показать в треугольнике концентраций номера исследуемых образцов, используя данные об их химсоставе.

7. Используя чертеж проекций поверхностей ликвидуса, построить политермическое сечение диаграммы при 20% Рb, указав в нем 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 микроструктуру шести образцов на готовых шлифах.

11. Дать описание микроструктуры исследуемых сплавов; указать причины отклонения ее от ожидаемой по равновесной диаграмме.

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лившиц Б. Г. Металлография. М.: Metallurgizdat, 1963. С. 182—190.
2. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Metallurgiya, 1977. С. 144—155; 1986. С. 128—138.

СОДЕРЖАНИЕ

1. Макроструктурный метод исследования металлов и сплавов	3
2. Микроструктурный метод исследования металлов и сплавов	10
3. Определение величины зерна в металлах и сплавах	21
4. Испытание металлов на твердость	29
5. Диаграммы состояния и структуры двойных сплавов	36
6. Диаграмма железо—углерод	49
7. Микроисследование стали и чугуна в равновесном состоянии	57
8. Диаграммы состояния и структуры тройных сплавов	63

МЕТАЛЛОГРАФИЯ

Составители: *Морозов Николай Петрович*
Уварова Вера Сергеевна
Фавстов Юрий Константинович
Юшин Валентин Дмитриевич
Мельников Алексей Александрович

Редактор Т. К. К р е т и н и н а
Корректор Н. С. К у п р и я н о в а

Подписано в печать 20.11.2000 г. Формат 60x84 1/16.
Бумага газетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 4,41. Усл. кр.-отт. 4,54. Уч.-изд.л. 4,75.
Тираж 50 экз. Заказ 93. Арт С - 15(Д4)/2000.

Самарский государственный аэрокосмический
университет им. академика С.П. Королева.
443086 Самара, Московское шоссе, 34.

ИПО Самарского государственного
аэрокосмического университета.
443001 Самара, ул. Молодогвардейская, 151.