

УДК 620.182

Металлографический анализ сплавов системы свинец–сурьма. Упражнения по диаграммам состояния двойных сплавов: Методические указания к лабораторной работе / Сост. В. Д. Рогозин; Волгоград. гос. техн. ун–т. – Волгоград, 1987 – 26с.

Методические указания предназначены для студентов, выполняющих лабораторную работу "Металлографический анализ сплавов системы свинец–сурьма, упражнения по диаграммам состояния двойных сплавов". Приведено краткое описание назначения и методики металлографического макро– и микроанализа сплавов, а также пояснения для теоретического анализа диаграмм состояния двойных сплавов.

Библиогр.: 3 назв. Илл. 9

Рецензент Бурминская Л.Н.

Печатается по решению редакционно–издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

© Волгоградский
государственный
технический
университет, 1987

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ СВИНЕЦ–СУРЬМА УПРАЖНЕНИЯ ПО ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЙ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ

- 1.1. Освоить методику металлографического анализа сплавов.
- 1.2. Освоить приемы анализа диаграмм состояний двойных сплавов.

2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

- 2.1. Ознакомиться с методикой подготовки, образцов к металлографическому исследованию.
- 2.2. Ознакомиться с устройством и принципом действия металлографического микроскопа МИМ–7.
- 2.3. Определить структурные составляющие четырех сплавов системы свинец–сурьма и сопоставить наблюдаемые структуры сплавов с диаграммой состояния.
- 2.4. Изучить 4 основных типа диаграмм состояний двойных сплавов.
- 2.5. Освоить применение правила отрезков и правила фаз для анализа диаграмм состояний и построения кривых охлаждения сплавов.

3. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

3.1. Металлографический анализ сплавов.

Металлографический анализ – это метод исследования металлов и сплавов, позволяющий визуально изучить такие детали внутреннего строения сплава, как раковины, поры, текстуру, зеренное строение поликристаллов и тонкие детали строения зерна (состояние границ, наличие дисперсных включений и т. д.).

Исследование структуры металлов и сплавов обычно производится с помощью металлографического микроскопа, но иногда, когда возможно обойтись меньшими увеличениями, – с помощью лупы и даже невооруженным глазом. В зависимости от этого различают металлографический микро– и макроанализ.

3.1.1. Металлографический макроанализ

Макроанализ позволяет определить в металле величину, форму и расположение зерен, дендритность или волокнистость строения, ликвацию, усадочную рыхлость, газовые пузыри, раковины, трещины и т. д. Макроанализ можно разделить на 2 вида:

- 1) изучение изломов;
- 2) изучения макрошлифов.

Изучение изломов металла состоит из просмотра их невооруженным глазом, при помощи лупы или бинокулярного микроскопа. По виду излома можно судить о величине зерен металла, наличии перегрева, причине разрушения, характере разрушения.

Изучение макрошлифов складывается из следующих этапов:

- 1) приготовление макрошлифов;
- 2) травление макрошлифов;
- 3) исследование (просмотр) структуры макрошлифов металла при помощи лупы или невооруженным глазом.

ПРИГОТОВЛЕНИЕ МАКРОШЛИФОВ. Заготовка для макрошлифа отрезается на токарном станке либо ножовкой. В случае высокой твердости заготовка отрезается тонким наждачным камнем. Изучаемая поверхность макрошлифа должна быть плоской и гладкой. Для этого вначале за-

готовку шлифа заторцовывают на токарной станке, фрезерном или плоскошлифовальном станках. Заторцованный макрошлиф либо сразу подвергают химическому травлению, либо доводят до более гладкой поверхности при помощи шлифовальной бумаги. Макрошлифы полированию не подвергаются.

Для выявления структуры сплава макрошлифы подвергаются химическому травлению. В результате травления на поверхности макрошлифа образуется микрорельеф, придающий различную световую окраску различным деталям внутреннего строения, благодаря чему они становятся визуально различимыми.

3.1.2. Металлографический микроанализ.

Микроанализ – исследование структуры металла с помощью микроскопа, т.е. при больших увеличениях. Микроанализ позволяет определить структурные составляющие металлов и сплавов в литом, отожженном состоянии, а также после различной термической обработки, а также после различной термической обработки. При этом можно установить качество металла, наличие в нем включений, величину, форму и ориентацию зерен, состояние границ зерен и другие детали структуры. Микроанализ состоит из следующих этапов:

- 1) приготовление микрошлифов (шлифование и полирование);
- 2) травление микрошлифов (выявление микроструктуры);
- 3) исследование микроструктуры металлов и сплавов под микроскопом.

ПРИГОТОВЛЕНИЕ МИКРОШЛИФОВ. Наиболее удобным микрошлифом является цилиндр диаметром 12–15 мм и высотой 15–20 мм или кубик (параллелепипед) аналогичных размеров. Изучаемая поверхность микрошлифа должна быть плоской и блестящей (зеркальной). Поэтому вначале производится заторцовка (заточка) образца, затем образец шлифуют на наждачной бумаге, вначале – грубозернистой, затем на мелкозернистой. После шлифования микрошлиф полируют, добиваясь зеркального блеска на его подготавливаемой плоской поверхности.

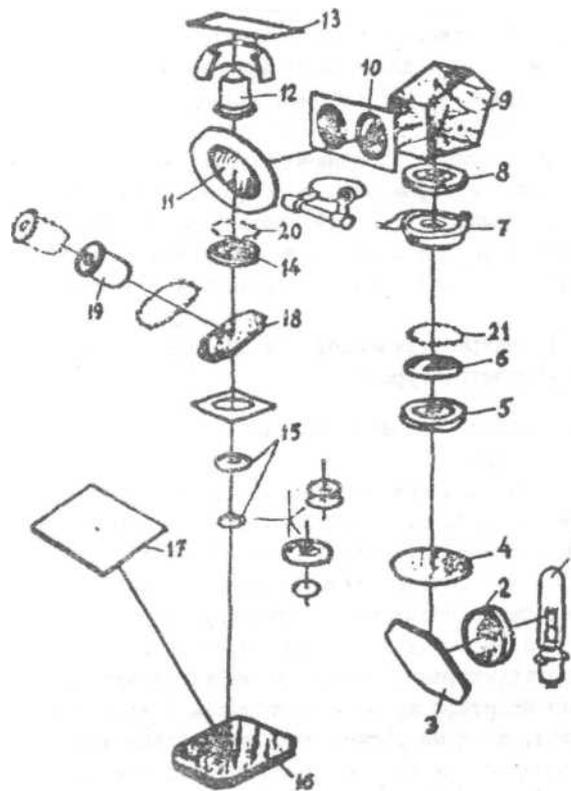
Полированный микрошлиф металла в нетравленном виде под микроскопом имеет вид светлого круга. В случае наличия в металле неметаллических включений (оксидов, сульфидов и т.д.), они видны под микроскопом и без травления шлифа. Этот прием применен, например, при изучении форм графитовых включений в серых (графитных) чугунах.

Для выявления структуры металла шлиф нужно после полирования подвергнуть травлению в соответствующем химическом реактиве. В результате травления поверхность микрошлифа приобретает микрорельеф, поскольку различные структурные составляющие сплава растворяются в реактиве с различными скоростями. Благодаря микрорельефу поверхности, при освещении микрошлифа в микроскопе различные структурные составляющие сплава окажутся визуально различными, что обеспечивает наблюдателю возможность изучения микроструктуры сплава.

3.1.3. Металлографический микроскоп МИМ–7

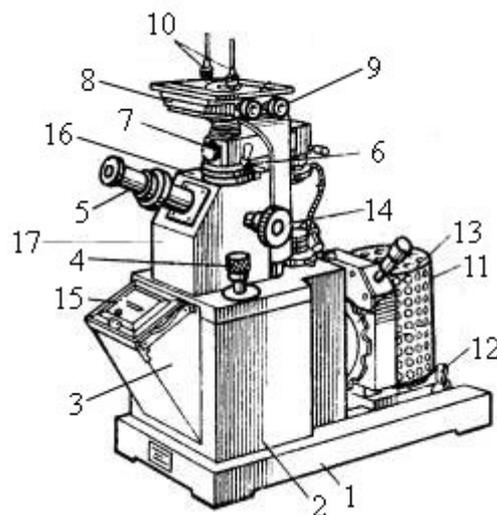
Вертикальный металлографический микроскоп МИМ–7 предназначен для наблюдения и фотографирования микроструктуры металлов с увеличением от 60^{\times} до 1440^{\times} .

Подробное описание оптической схемы (рис. 3.1) микроскопа МИМ–7 имеется в соответствующей инструкции /1.2/.



1 – лампа; 2 – коллектор; 3 – зеркало; 4 – светофильтр; 5 – апертурная диафрагма; 6 – линза; 7 – фотозатвор; 8 – полевая диафрагма; 9 – пентапризма; 10 – линза; 11 – отражательная пластинка; 12 – объектив; 13 – предметный столик; 14 – ахроматическая линза; 15 – фотоокуляр; 16 – зеркало; 17 – фотопластинка; 18 – зеркало; 19 – окуляр; 20 – вкладной анализатор; 21 – поляризатор.

Рис. 3.1 Оптическая схема микроскопа МИМ–7



1 – основание микроскопа; 2 – корпус; 3 – фотокамера; 4 – винт микрометрической (точной) подачи объектива; 5 – визуальный тубус; 6 – рукоятка диафрагмы; 7 – иллюминатор; 8 – предметный столик; 9 – рукоятка перемещения столика; 10 – клеммы; 11 – осветитель; 12 – стопорное устройство осветителя; 13 – рукоятка смены светофильтров; 14 – винт грубой подачи столика; 15 – рамка с матовым стеклом; 16 – анализатор; 17 – корпус центральной части.

Рис. 3.2. Общий вид микроскопа МИМ – 7

Луч света от лампы (1) через систему оптико–механических приспособлений натравляется на отражательную пластинку (11), которая для этого луча играет роль зеркала и направляет его через объектив (12) в отверстие предметного столика (13). На это отверстие устанавливается микрошлиф полированной стороной вниз. Отраженный от его поверхности световой луч, содержащий информацию о микрорельефе микрошлифа, проходит сквозь объектив и попадает вновь на отражающую пластинку. Однако, для этого луча отражающая пластинка прозрачна, и он проходит далее до зеркала (18) и затем выходит в окуляр (19), через который и осуществляется визуальное изучение микроструктуры образца.

На рис. 3.2 приведен общий вид микроскопа МИМ–7. Подробное описание конструкции микроскопа МИМ–7 приведено в /1.2/. Следует обратить особое внимание на правильность обращения с органами управления микроскопом (поз. 4, 9, 14), а также со стопорным винтом грубой подачи, расположенным под винтом (14) с левой стороны микроскопа (на рис. 3.2 не виден).

Питание осветительной лампы микроскопа осуществляется от трансформатора ТР–17, выполненного в виде отдельного блока, установленного на лабораторном столе возле микроскопа. На этом блоке имеется переключатель напряжения (от 0 до 30 В), подаваемого на лампу и вольтметр, измеряющий это напряжение.

Подготовка микроскопа к работе производится в следующем порядке:

1. Убедиться, что трансформатор ТР–17 находится в выключенном состоянии. Для этого ручку его переключателя перевести против стрелки в крайнее положение до упора.

2. Подключить штекерную розетку осветительной лампы микроскопа к штекерной вилке на задней стенке трансформатора ТР–17.

3. Включить шнур питания трансформатора в сетевую розетку 220В, соблюдая обычные требования безопасности.

4. Включить минимальное напряжение питания осветительной лампы микроскопа. Для этого повернуть ручку переключателя на трансформаторе ТР–17 на один щелчок. При этом сквозь отверстие в кожухе лампы микроскопа будет видно ее свечение.

Примечание: При визуальном изучении микроструктуры не следует устанавливать более высокие напряжения питания осветительной лампы микроскопа.

5. Проверить прохождение светового луча в отверстие предметного столика (8) по наличию светового пятна при поднесении к отверстию ладони или листа бумаги. При необходимости переместить предметный столик с помощью рукояток (9).

6. Поместить микрошлиф на отверстие предметного столика полированной стороной вниз. В дальнейшем для перемещения шлифа использовать рукоятки (9) перемещения предметного столика.

7. Наблюдая в окуляр, осторожным вращением винта (14) грубой подачи стола "поймать" изображение, не стараясь добиться его четкости, и придерживая винт (14) правой рукой, левой рукой без особого усилия зажать стопорный винт грубой подачи, расположенный с левой стороны микроскопа под винтом (14).

8. Вращением винта (4) микрометрической подачи добиться четкого изображения микроструктуры.

3.1.4. Металлографический анализ сплавов системы свинец–сурьма.

Для проведения металлографического анализа студенту выдается коллекция из четырех незамаркированных микрошлифов сплавов системы свинец–сурьма, с содержанием в них сурьмы 5, 13, 20 и 40 % (соответственно, I, II, III и IV контрольный сплав). Просматривая поочередно структуру микрошлифов на микроскопе МИМ–7 и сопоставляя наблюдаемую картину с контрольными микроструктурами, приведенными на лабораторном стенде, необходимо идентифицировать микрошлифы с номерами контрольных сплавов, а затем сопоставить их наблюдаемую структуру с ожидаемой по диаграмме состояний сплавов системы свинец–сурьма (рис. 3.3).

Сплавы свинца с сурьмой относятся к эвтектическому типу, поскольку в твердом состоянии свинец и сурьма друг с другом химически не взаимодействуют и не образуют твердых растворов.

Соответственно, однофазные области располагаются на диаграмме Pb – Sb следующим образом:

1. фаза L – выше линии ABC;
2. фаза Pb – линия OA;
3. фаза Sb – линия 100-С.

Характерной точкой этой диаграммы является тройная точка В, которой соответствует наиболее легкоплавкий (эвтектический сплав этой системы, имеющий в своем составе 13% Sb).

Сплавы, содержащие менее 13% Sb, называются доэвтектическими, а содержащие более 13 % Sb – заэвтектическими сплавами.

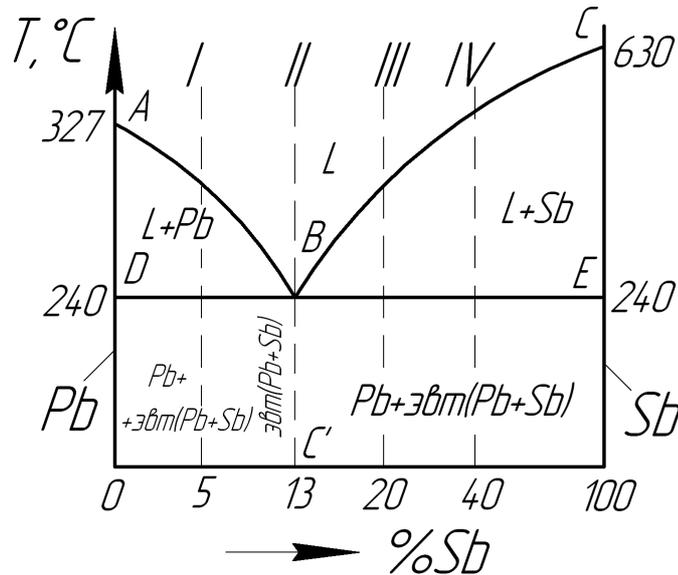


Рис. 3.3. Диаграмма состояний сплавов системы свинец–сурьма

В общем случае кристаллизация сплавов эвтектического типа происходит последовательно в два этапа:

1. На первом этапе из жидкости L выделяются твердые кристаллы компонента, избыточного по отношению к эвтектическому составу. В течение этого этапа внутри сплава имеются твердые кристаллы указанного избыточного компонента и жидкость, химический состав которой по мере охлаждения постепенно приближается к эвтектическому составу.

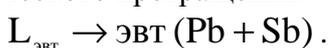
Конкретно, в доэвтектических сплавах, где избыточным по отношению к эвтектике является свинец, ниже линии ликвидус АВ происходит выделение из жидкости сплава твердых кристаллов Pb; сплавы имеют в это время фазовый состав L+Pb, причем по мере снижения температуры к уровню 240°C (линия DE), постепенно количество твердых кристаллов Pb увеличивается, а хим. состав остающейся в сплаве жидкости L изменяется по линии АВ к точке В.

При достижении сплавом температуры 240°C (линия DE) в нем имеются твердые кристаллы избыточного компонента Pb и жидкость эвтектического состава $L_{эвт}$.

Аналогичные процессы протекают и при кристаллизации заэвтектического сплава, с той разницей, что вместо кристаллов Pb будут выделяться кристаллы избыточного Sb; к моменту достижения сплавом температуры 240°C (линия DE) в нем, как и в предыдущем случае, еще останется жидкость эвтектического состава.

Ясно, что при кристаллизации эвтектического сплава процессы первого этапа будут отсутствовать.

2. На втором этапе кристаллизации во всех без исключения сплавах этой системы при постоянной температуре 240°C происходит затвердевание эвтектической жидкости с образованием твердых кристаллов эвтектики, т.е. механической смеси мелких зерен свинца и сурьмы содержащей в среднем 13% Sb. По этой причине линия DE на диаграмме состояния называется линией эвтектического превращения:



После завершения эвтектического превращения кристаллизация сплавов закончена, и они без каких-либо внутренних изменений охлаждаются до комнатной температуры.

Из изложенного следует, что структурными составляющими сплавов системы свинец–сурьма являются:

- 1) кристаллы Pb;
- 2) кристаллы Sb;
- 3) кристаллы эвтектики эвт(Pb+Sb).

В структуре доэвтектических сплавов при комнатной температуре будут иметься кристаллы свинца и кристаллы эвтектики; в структуре заэвтектических сплавов – кристаллы сурьмы и кристаллы эвтектики, что и указано в обозначениях соответствующих областей диаграммы состояния.

Таким образом, в соответствии с диаграммой состояния, среди контрольных сплавов: №I – доэвтектический, №II – эвтектический, а №III и №IV – заэвтектические сплавы. Соответственно, структуры контрольных сплавов:

- I – Pb+эвт(Pb+Sb);
- II – эвт(Pb+Sb);
- III – Sb+эвт(Pb+Sb);
- IV – Sb+эвт(Pb+Sb).

Различие структур III и IV сплавов состоит в том, что в IV сплаве больше кристаллов Sb, т. к. в этом сплаве избыток сурьмы над эвтектическим составом больше, чем в III сплаве.

В заключение студентам рекомендуется самостоятельно убедиться в справедливости изложенных закономерностей кристаллизации сплавов эвтектического типа путем анализа диаграммы состояний Pb–Sb с помощью правила отрезков и правила фаз.

3.2. Упражнения по диаграммам состояния двойных сплавов

СПЛАВ – это вещество, полученное сплавлением нескольких химических элементов (в нашем случае – двух).

Химические элементы, оставляющие сплав, называются его **КОМПОНЕНТАМИ**. В общем виде будем их обозначать А и В.

Для одних и тех же компонентов множество сплавов, отличающихся только концентрацией компонентов, составляют **СИСТЕМУ СПЛАВОВ**, которую принято именовать по перечню компонентов. Например, сплавы системы А – В – это множество сплавов из компонентов А и В, отличающихся содержанием А и В. Поскольку в двойных сплавах суммарная концентрация компонентов составляет 100%:

$$%A + %B = 100\%,$$

то любой конкретный сплав системы А – В принято указывать содержанием в нем компонента В (например: сплав, содержащий 10% В).

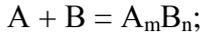
Внутри сплава его компоненты распределены в общем случае неравномерно (сплав – не просто смесь компонентов), они находятся внутри различных **СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ**. Свойства сплава полностью определяются его внутренними составляющими (фазовым составом, структурой), которые можно определить путем анализа диаграммы состояний.

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЙ сплавов системы А – В – это графическое изображение возможных фазовых и структурных состояний любых сплавов системы А – В при любых температурах. Диаграммы состояний изображаются в координатах: температура – хим. состав сплава. В нашем случае хим. состав любого сплава однозначно задается указанием содержания в нем компонента В. Таким образом, координаты диаграммы состояний: температура сплава – содержание в нем компонента В.

Вид (тип) диаграммы состояния полностью определяется характером физико-химического взаимодействия его компонентов между собой. Будем в дальнейшем рассматривать лишь такие сплавы, которые могут быть полностью расплавлены. Тогда можно считать, что при достаточно высоких температурах любые сплавы представляют собой однородный жидкий раствор компонентов, который на всех диаграммах будем обозначать через L (жидкость).

В твердом состоянии компоненты внутри сплава могут в общем случае взаимодействовать следующим образом:

1) химически реагировать друг с другом с образованием нового вещества – ХИМИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ A_mB_n :



2) растворяться в кристаллической решетке друг друга полностью либо частично, при этом образуются ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ (например, твердый раствор А в В);

3) образовывать легкоплавкую механическую смесь, которая называется ЭВТЕКТИКА.

Важнейшими элементами внутреннего строения любых сплавов являются его фазовые составляющие (или короче – фазы).

ФАЗА – это однородная (иногда – очень малая по размерам) часть сплава, отделенная от других частей границей раздела, при переходе которой наблюдается скачок физико–механических свойств вещества.

В соответствии с этим определением в общем случае фазами в сплавах могут быть:

- 1) компоненты А, В;
- 2) жидкий раствор компонентов – жидкость L;
- 3) твердые растворы компонентов друг в друге – α , β ;
- 4) химические соединения A_mB_n .

Следует, обратить внимание, что механическая смесь неоднородна, следовательно, ЭВТЕКТИКА – НЕ ФАЗА! (Это смесь нескольких фаз).

Каждой фазе, существование которой возможно в сплавах системы А – В, на диаграмме состояний этой системы соответствует ОДНОФАЗНАЯ ОБЛАСТЬ, то есть область температур и составов, при которых фаза способна существовать с присущими ей физическими свойствами.

При проведении анализа диаграммы состояний необходимо сначала по характерным линиям диаграммы определить вид взаимодействия компонентов в сплавах данной системы, затем выявить однофазные области на диаграмме. После этого с помощью правила отрезков (см. ниже) определить фазовый состав сплавов в остальных (двухфазных) областях диаграммы состояний и, на конец, построением кривых охлаждения для конкретных сплавов системы определить возможные структуры сплавов в охлажденном состоянии.

В соответствии с различным видом взаимодействия компонентов сплава различают несколько типов диаграмм состояний, простейшие из которых предлагаются в этом разделе для рассмотрения и анализа.

3.2.1. Сплавы с эвтектикой

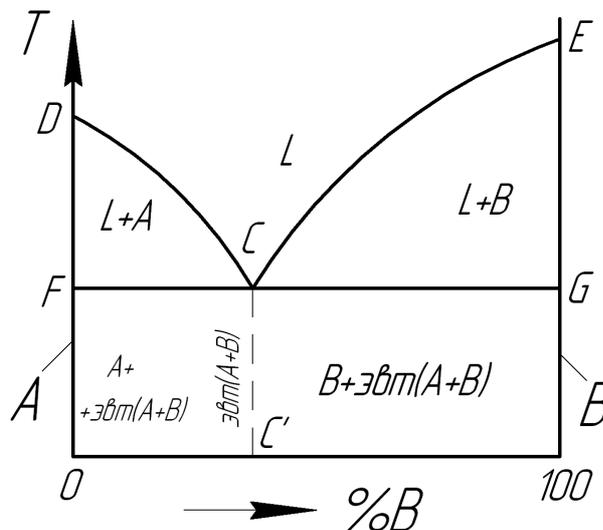


Рис. 3.4. Диаграмма состояний сплавов с эвтектикой

В этих сплавах компоненты в твердом состоянии нерастворимы друг в друге и химически не взаимодействуют.

Однофазные области диаграммы:

- 1) жидкость L – выше линии ликвидус DCE;
- 2) фаза A – линия 0FD;
- 3) фаза B – линия 100-G-E.

Характерной точкой диаграммы является тройная точка C, ей соответствует эвтектический сплав, содержащий C% B. Эвтектика в этих сплавах состоит из кристаллов A и B, ее область на диаграмме – линия CC'. Линия FCG – линия эвтектического превращения: $L_{эвт} \rightarrow \text{эвт}(A+B)$. Эта же линия – солидус. Кристаллизация сплавов этой системы начинается на линии DCE с выделения твердых кристаллов компонента, избыточного по отношению к эвтектическому составу, и заканчивается на линии FCG – эвтектическим превращением.

Структурные составляющие сплавов (и их области на диаграмме):

- 1) кристаллы A – линия 0FD;
- 2) кристаллы B – линия 100-G-E;
- 3) кристаллы эвтектики (эвт(A+B)) – линия CC'.

3.2.2. Сплавы с неограниченной растворимостью компонентов

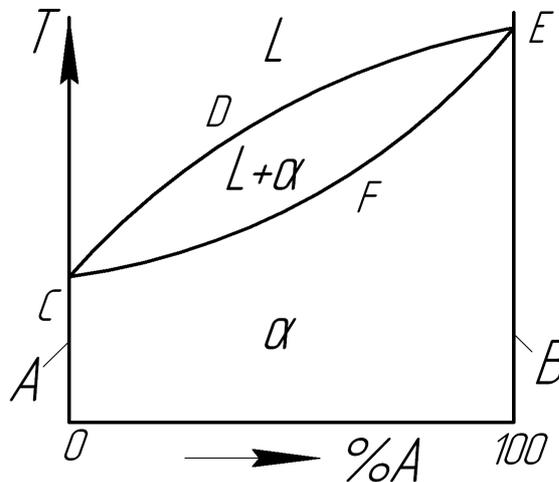


Рис. 3.5. Диаграмма состояний сплавов с неограниченной растворимостью компонентов

В этих сплавах компоненты в твердом состоянии неограниченно растворяются друг в друге; при этом образуется взаимный твердый раствор α . В данном случае чистые компоненты A и B не являются самостоятельными фазами системы, – они представляют собой предельные частные случаи твердого раствора α .

Однофазные области на диаграмме:

- 1) жидкость L – выше линии ликвидус CDE;
- 2) тв. раствор α – ниже линии солидус CFE.

Кристаллизация сплавов этого типа начинается на линии CDE и заканчивается на линии CFE постепенным переходом жидкого раствора L в твердые кристаллы α . Структуры всех сплавов этого типа при комнатной температура подобны: однородные кристаллы твердого раствора α , являющиеся единственной структурной составляющей в сплавах этого типа.

3.2.3. Сплавы с ограниченной растворимостью компонентов

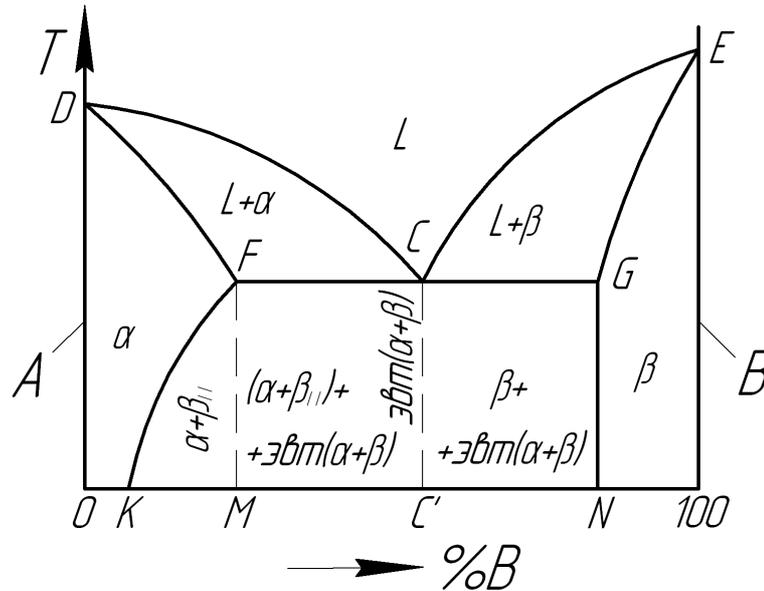


Рис. 3.6. Диаграмма состояний сплавов с ограниченной растворимостью

В этих сплавах в твердом состоянии компоненты растворяются друг в друге с образованием твердых растворов α (B в A) и β (A в B), между которыми образуется эвтектика $\text{эвт}(\alpha+\beta)$.

Однофазные области на диаграмме:

- 1) жидкость L – выше линии ликвидус DCE;
- 2) тв. раствор α – область ODFK0;
- 3) тв. раствор β – область NGE-100-N.

Линии верхней части диаграммы (см. рис. 3.6.) образование кристаллов твердых растворов α и β .

Однако, в отличие от предыдущей диаграммы, предельное содержание компонента B в α ограничено: оно не может быть более M% B (в точке F). Аналогично, предельное содержание A в β не может быть более (100-N)% A (в точке G). То есть, в данном случае при растворении компонентов друг в друге образуются так называемые ограниченные твердые растворы α и β .

В общем случае, при снижении температуры после достижения предела растворимости (т.е. ниже уровня FCG) предельное содержание растворенного компонента в твердом растворе может изменяться. Эта зависимость предела растворимости от температуры твердого раствора α показана линией FK, а для β – линией GN. Видно, что с уменьшением температуры возможное содержание B в α уменьшается (от M% B до K% B при 0°C). Поэтому, при охлаждении сплавов, содержащих от K % B до M % B, ниже линии FK из них будет выделяться оказавшаяся избыточная часть компонента B в виде кристаллов вторичного β_{II} (доказывается правилом отрезков), и в области KFMK сплавы будут иметь фазовый состав $\alpha+\beta_{II}$.

В частном случае, показанном линией GN, предел растворимости A в β не зависит от температуры и кристаллы твердого раствора β , образовавшиеся на линии GE, будут охлаждаться до комнатной температуры без каких-либо внутренних изменений.

Средняя область диаграммы имеет вид как на рис. 3.4.; в этой части диаграммы сплавы кристаллизуются с образованием эвтектики на линии FCG. Эвтектика содержит C'% B и кристаллизуется по реакции: $L_{\text{эвт}} \rightarrow \text{эвт}(\alpha+\beta)$. В доэвтектических сплавах этой области в конечной структуре сплава будут присутствовать кроме эвтектики кристаллы $(\alpha+\beta_{II})$, а в заэвтектических – кристаллы β .

Структурные составляющие сплавов:

- 1) кристаллы α – область ODFK0;
- 2) кристаллы β – область NGE-100-N;
- 3) кристаллы эвтектики $\text{эвт}(\alpha+\beta)$ – линия CC'.

3.2.4. Сплавы с химическим соединением

В этих сплавах компоненты химически реагируют друг с другом, образуя химическое соединение A_mB_n . Это соединение представляет собой новую фазу и имеет соответствующую однородную область на диаграмме состояния (линия PF на рис. 3.7.). Линия хим. соединения проходит через точку P, соответствующую содержанию компонента B в A_mB_n и разделяет общую диаграмму A-B на две независимые части: A- A_mB_n и A_mB_n -B, каждую из которых можно рассматривать отдельно и для каждой из них соединение A_mB_n играет роль «компонента».

В каждой части тип диаграммы состояния может быть, вообще говоря, любым. В частности, на рис. 3.7. в качестве примера приведены системы A- A_mB_n и A_mB_n -B эвтектического типа.

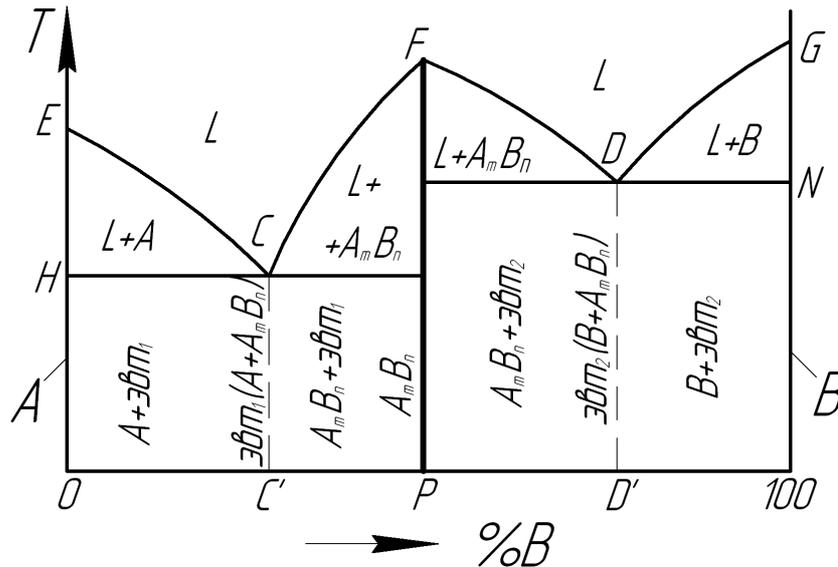


Рис. 3.7. Диаграмма состояний сплавов с химическим соединением

Однофазные области этой диаграммы:

- 1) жидкость L – выше линии ликвидус ECFDG;
- 2) компонент A – линия ONE;
- 3) компонент B – линия 100-N-G;
- 4) химическое соединение A_mB_n – линия PF.

Структурные составляющие сплавов этой системы и их области на диаграмме:

- 1) кристаллы A – линия ONE;
- 2) кристаллы B – линия 100-N-G;
- 3) кристаллы A_mB_n – линия PF;
- 4) эвтектика эвт₁(A+ A_mB_n) – линия CC';
- 5) эвтектика эвт₂(A_mB_n +B) – линия DD'.

3.3. Правило отрезков и правило фаз при анализе диаграмм состояния

3.3.1. Правило отрезков

Правило отрезков служит для определения:

- 1) фазового состава сплава в заданной точке диаграммы состояния;
- 2) химического состава фаз, имеющих в сплаве;
- 3) весовой доли каждой фазы.

С этой целью, вначале из заданной точки на диаграмме состояния необходимо провести отрезок горизонтали влево и вправо до пересечения с границами ближайших однофазных областей, а затем на этом отрезке необходимо определить все точки его контакта (т.е. пересечения и каса-

ния) с однофазными областями (рис. 3.8.).

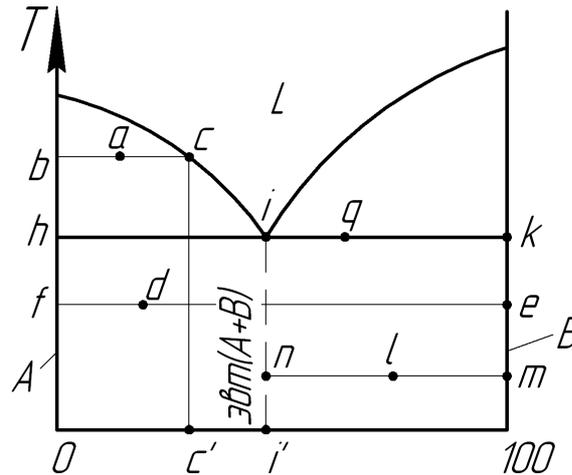


Рис. 3.8. Применение правила отрезков при анализе диаграмм состояний

Примеры:

1. Задана т. a, проведен отрезок bac, определены точки b и c.
2. Задана т. d, проведен отрезок fde, отмечены точки f и e.
3. Задана т. q, проведен отрезок hiqk, отмечены точки h, i, k.

В дальнейшем, по определенным (отмеченным) точкам пересечения и касания с однофазными областями можно для заданной начальной точки определить фазовый состав сплава, химический состав фаз в сплаве и весовую долю каждой фазы.

1) **ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА** – определяется по принадлежности каждой отмеченной точки к однофазной области.

В примере 1: т. b указывает фазу А, т. с – фазу L, т.е. в заданной точке a сплав имеет фазовый состав A+L.

В примере 2: в заданной т. d фазовый состав сплава: A+B.

В примере 3: заданной т. q фазовый состав сплава: A+B+L.

2) **ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ФАЗ** – определяется по проекциям отмеченных точек на ось концентраций.

В примере 1: в фазе А (т. b) содержится 0% В, в фазе L (т. c) – c' % В.

В примере 2: в фазе А (т. f) – 0% В, в фазе В (т. e) – 100% В.

В примере 3: в А (т. h) – 0% В, в L (т. i) – i' % В, в В (т. k) – 100% В.

3) **ВЕСОВУЮ ДОЛЮ ФАЗЫ** – определяют по правилу рычага, как отношение противоположащей фазе части отрезка ко всей его длине.

$$\text{В примере 1: } Q_A = \frac{ac}{bc}100\% , Q_L = \frac{ab}{bc}100\% .$$

$$\text{В примере 2: } Q_A = \frac{de}{fe}100\% , Q_B = \frac{fd}{fe}100\% .$$

Замечание. При наличии в сплаве более двух фаз применять правило рычага не следует.

Помимо определения фазового состава сплава, с помощью правила отрезков можно определить и структурный состав. В этом случае отрезок горизонтали необходимо проводить до пересечения с границами областей структурных составляющих. Например, если задана т. l (рис.3.8.), то проводим отрезок lnm, и отмеченные точки n и m указывают, что в заданной точке l сплав имеет структуру эвт(A+B)+кристаллы В; в эвтектике содержится i' % В (проекция т. n); в кристаллах В – 100% В (проекция т. m); весовая доля эвтектики в структурном сплаве $Q_{\text{эвт}} = \frac{lm}{nm}100\%$, доля кри-

сталлов В в структуре сплава $Q_B = \frac{nl}{nm}100\%$.

3.3.2. Правило фаз (правило Гиббса)

В данной работе это правило используется, в основном, для контроля хода кривых охлаждения сплавов. Правило имеет вид:

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

где K – число компонентов в сплаве;

Φ – число фаз в рассматриваемом состоянии сплава;

C – число степеней свободы сплава, в нашем простершем случае анализа – это число возможностей у сплава уменьшить свою температуру при отводе от него тепла.

Если $C > 0$ (т.е. $C = 1$ или 2), то температура сплава будет монотонно понижаться при отводе тепла от сплава. Если в некоторой точке происходит изменение от $C = 1$ к $C = 2$ или наоборот, то изменяется скорость снижения температуры сплава, т.е. в этих точках на кривой охлаждения будут изломы.

Если $C = 0$, то несмотря на отвод тепла от сплава, его температура будет оставаться постоянной до тех пор, пока не завершится какой-то процесс внутри сплава, благодаря чему в нем уменьшится число фаз и окажется $C > 0$. На кривой охлаждения сплава этому процессу будет соответствовать горизонтальный участок.

3.3.3. Построение кривых охлаждения сплавов

Рассмотрим в качестве примера построение кривой охлаждения для сплава эвтектического типа (рис.3.9.).

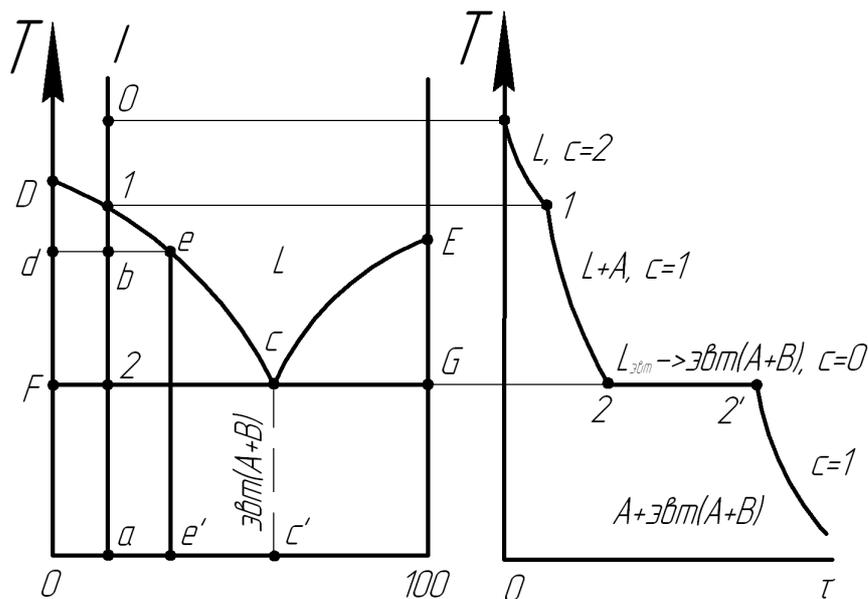


Рис. 3.9. Пример построения кривой охлаждения

На вертикальном разрезе I диаграммы состояний, проходящем через точку a, произвольно выбираем начальную точку в области L и затем последовательно нумеруем критические точки сплава, т.е. точки 1, 2 пересечения разреза I с линиями диаграммы. Проводим оси координат: температура T – время τ , в которых будет построена кривая охлаждения; проектируем на них уровни температур в критических точках.

Начальный участок кривой охлаждения (выше т.1). Для любой точки этого участка фазовый состав сплава: L, т.к. этот участок находится в однофазовой области диаграммы. Следовательно, число фаз в сплаве $\Phi = 1$, и по правилу фаз, число степеней свобода сплава $C = 2$. Следовательно, при отводе тепла температура сплава монотонно понижается и этот участок кривой охлаждения изобразится плавной падающей линией: возле этого участка на кривой охлаждения указываем фазовый состав и число степеней свободы сплава: L, $C = 2$.

Участок 1–2. Для любой точки b на этом участке по правилу отрезков устанавливаем фазовый состав сплава: L (т. e) + A (т. d), следовательно, $\Phi = 2$ и по правилу фаз $C = 1$. Значит, этот участок кривой охлаждения, как и предыдущий, будет изображаться плавной линией, возле которого следует указать: $L + A$, $C = 1$. В точке 1 кривой охлаждения будет излом, т.к. здесь изменяется число степеней свободы сплава от $C = 2$ к $C = 1$.

Перемещая т. b от т.1 к т. 2 и определяя весовую долю твердых кристаллов A ($Q_A = \frac{be}{de} 100\%$) и химический состав жидкости в сплаве ($e\%$ В), можно легко установить, что на этом участке кривой охлаждения, начиная от т. 1, происходит выделение из жидкости твердых кристаллов A , а содержание компонента B в остающейся жидкости в сплаве постепенно увеличивается от $a\%$ В в т. 1 к значению $c\%$ В для т. 2, т.е. из жидкости выделяются кристаллы компонента, избыточного по отношению к эвтектическому составу. В конце участка 1–2 сплав будет состоять из кристаллов A и оставшейся жидкости эвтектического состава.

Участок 2 – 2'. В точке 2 на диаграмме состояния по правилу отрезков легко установить, что в сплаве в равновесии находятся три фазы: A (т. F), L (т. C) и B (т. G), причем $L=L_{эвт}(C\%$ В). Таким образом, по правилу фаз, $\Phi=3$ и $C=0$. Следовательно, при температуре критической точки 2 на кривой охлаждения будет горизонтальный участок 2 – 2' с постоянной температурой сплава. Природу процесса, происходящего внутри сплава на этом участке, выясним следующим образом. Как видно из диаграммы состояния, ниже т. 2 (то есть, ниже уровня температуры линии FCG) невозможно существование в сплаве жидкой фазы L . Поэтому ясно, что на участке 2 – 2', с одной стороны, должна "исчезать" фаза $L_{эвт}$, с другой стороны, поскольку в конце процесса должно быть $C=1$ (чтобы сплав смог далее снижать свою температуру), то эта фаза должна превращаться в смесь двух других:



то есть на участке 2–2' в сплаве идет эвтектическое превращение.

Конечный участок кривой охлаждения (после т. 2'). После окончания эвтектического превращения в сплаве останутся две фазы: A и B , что легко проверяется правилом отрезков для любой точки диаграммы на участке 2–а. Таким образом, $\Phi = 2$ и $C = 1$, так что сплав монотонно снижает свою температуру до комнатной.

На этом участке необходимо указать конечную структуру сплава. В данном простом случае это можно сделать по правилу отрезков (для структурных составляющих) на участке 2–а диаграммы.

В более общем случае конечную структуру устанавливают по совокупности твердых кристаллов, выделившихся на разных участках кривой охлаждения, и не подвергавшихся после этого внутренним изменениям. В нашем случае структуру сплава образуют кристаллы A , выделившиеся на участке 1 – 2, и кристаллы эвтектики, образовавшиеся на участке 2 – 2': $A+\text{эвт}(A+B)$.

4. ОБОРУДОВАНИЕ И ОБРАЗЦЫ ДО ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

4.1. Для выполнения экспериментальной части работы студентам предоставляются металлографические микроскопы МИМ-7 с набором объективов и окуляров.

4.2. Для выполнения металлографического анализа студентам предоставляется коллекция микрошлифов сплавов системы $Pb-Sb$, содержащая следующие образцы:

- 1) сплав I, содержащий 5% Sb ;
- 2) сплав II, содержащий 13% Sb ;
- 3) сплав III, содержащий 20% Sb ;
- 4) сплав IV, содержащий 40% Sb .

5. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

5.1. Ознакомиться с содержанием методических указаний, кратко законспектировать основные положения теоретической части.

5.2. Ознакомиться с назначением, схемой и устройством микроскопа МИМ-7. Освоить основные приемы подготовки его к работе.

5.3. Получить коллекцию микрошлифов и провести металлографический анализ контрольных сплавов; зарисовать микроструктуры этих сплавов и обозначить структурные составляющие.

5.4. Записать задание для упражнений по диаграммам состояний двойных сплавов (задание выдается преподавателем) и выполнить его, руководствуясь содержанием методических указаний и рекомендованной по курсу литературой.

5.5. Задание для упражнений по диаграммам состояний двойных сплавов:

1) вычертить 4 основных типа диаграмм состояний. Определить и обозначить однофазные области на диаграммах;

2) с помощью правила отрезков определить и обозначить состояние сплавов в двухфазных областях диаграмм;

3) выбрать на каждой диаграмме произвольную точку в двухфазной области. Для этой точки определить:

фазовый состав сплава;

химический состав найденных фаз;

весовую долю каждой фазы;

число степеней свободы сплава.

4) на каждой диаграмме взять по одному характерному сплаву и для каждого из них построить кривую охлаждения. Указать фазовый состав и число степеней свободы на каждом участке кривых охлаждения и конечную структуру каждого сплава.

6. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

6.1. Краткая информация о назначении и видах металлографического анализа.

6.2. Оптическая схема микроскопа МИМ-7 (по указанию преподавателя).

6.3. Микроструктуры сплавов системы свинец-сурьма.

6.4. Краткое описание: фаз и структурных составляющих этих сплавов.

6.5. Задание для упражнений по диаграммам состояний двойных сплавов.

6.6. Результаты выполнения упражнений с необходимыми пояснениями.

7. ПЕРЕЧЕНЬ КОНТРОЛЬНЫХ ВОПРОСОВ

7.1. Назначение и виды металлографического анализа.

7.2. Методика приготовления макро- и микрошлифов.

7.3. Классификация контрольных сплавов по диаграмме.

7.4. Структурные и фазовые составляющие в контрольных сплавах.

7.5. Правило отрезков и правило фаз.