

М В С С О Р С Ф С Р

Куйбышевский Орден Трудового Красного Знамени
Авиационный институт им. академика С.П.Королева

Кафедра "Технология металлов и авиаматериаловедение"

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.

Методические указания к лабораторным
работам.

Выпуск 2.

г. Куйбышев
1986

Содержание

	стр.
1. Лабораторная работа № 6.	
" Диаграмма состояния и структура двойных сплавов" _____	
2. Лабораторная работа № 7.	
"Диаграмма железо-углерод". _____	
3. Лабораторная работа №8.	
" Микроисследование стали и чугуна в равновесном состоянии. _____	
4. Лабораторная работа №9.	
" Диаграммы состояния и структура тройных сплавов. _____	

№6. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЙ И СТРУКТУРЫ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ.

Цель работы. Изучение основных видов диаграмм состояния и формирования структуры двойных сплавов. Анализ микроструктуры на примере сплавов системы свинец-сурьма.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

I.1.1. Основные понятия о сплавах.

Чистые металлы имеют сравнительно небольшие применения. 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 меняются 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 компо-

ненты друг с другом. Различают три основных вида взаимодействия

1. Твердые растворы;
2. Химические соединения и промежуточные фазы;
3. Смеси компонентов и фаз.

Твёрдыми растворами называются однородные кристаллические образования, в которых атомы растворённого 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 твёрдых растворах замещения растворимость одного компонента в другом может быть ограниченной и неограниченной. Твёрдые растворы внедрения и вычитания всегда ограничены. Общим для твёрдых растворов замещения и внедрения, отличающим их от других фаз (например, хим. соединений), является то, что кристаллическая решетка раствора та же, что и у компонента - растворителя. Твёрдые растворы имеют переменную концентрацию растворённого компонента.

Химические соединения и родственные им по природе промежуточные фазы отличаются от твёрдых растворов замещения и внедрения образованием специфической (отличной от элементов образующих хим. соединений) кристаллической решетки с упорядоченным расположением в ней атомов компонентов. Они существуют при строго определённой концентрации компонентов (хим. соединения с нормальной валентностью) или в определённом (обычно весьма узком) интервале концентраций компонентов (промежуточные фазы или твёрдые растворы на базе хим. соединений). Свойства химических соединений, 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 твёрдых растворов и химических соединений (промежуточных фаз) смеси всегда многофазны. Различают смеси чистых компонентов, чистого компонента с хим. соединением, твёрдого раствора с хим. соединением и пр.

Строение фаз в сплаве выявляется с помощью рентгеноструктурного анализа.

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

1.1.2. 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 фаз 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 (вариантность) 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 ($K=2$) идёт реакция участием трёх фаз ($\Phi=3$), то число степеней свободы равно 0 (система инвариантна, $C=0$). Это значит, что нельзя менять ни один из независимых факторов (ни температуру, ни концентрацию фаз) пока не закончится эта реакция. Иначе говоря, трёхфазная реакция в двухкомпонентной системе протекает при постоянной температуре. Двухфазные реакции в двухкомпонентной системе протекают при переменной температуре, так как система моновариантна ($C=1$).

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 А на оси концентраций соответствует 100%-ному содержанию компонента А, а точка В - 100%-ному содержанию компонента В. По мере удаления от точки А к точке В увеличивается количество компонента В в сплаве, а от точки В к точке А - содержание компонента А. 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 определённого сплава. Изменения фазового состава сплава отмечается критической точкой. Линии, соединяющие точки аналогичных превращений сплавов разной концентрации, разделяют области разных фазовых состояний сплавов. Области различных структурных состояний сплавов, если они не совпадают с фазовыми состояниями, отделяются пунктирными линиями.

1.1.3. Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твёрдом состояниях.

Компоненты: А и В ($K=2$), фазы L - неограниченный жидкий раствор компонентов А и В друг в друге, S - неограниченный твёрдый раствор компонентов А и В друг в друге ($\Phi_{\max}=2$). Общий вид диаграммы и кривая охлаждения сплава М приводится на рис. 1.

На диаграмме верхняя кривая АВ называется ликвидусом, а нижняя кривая — солидусом. Ликвидус — геометрическое место точек начала кристаллизации или конца плавления всех сплавов системы, выше его сплавы находятся в однородном жидком состоянии. Солидус — геометрическое место точек конца кристаллизации или начала плавления всех сплавов системы, ниже его все сплавы находятся в состоянии однородного твёрдого раствора α . Между этими линиями сплавы имеют двухфазное строение и состоят из жидкости и кристаллов твёрдого раствора α . Точки А и В соответствуют температурам плавления чистых компонентов А и В.

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

От точки I до точки 2 идёт кристаллизация жидкого раствора l в твёрдый раствор α . При этом средний состав зёрен твёрдого раствора α меняется по участку солидуса $I^1 - 2$, а состав (концентрация) жидкости меняется по участку ликвидуса $I - 2^1$. Кристаллизация заканчивается в точке 2 и ниже её имеется только α -фаза состава точки 2 (точки М). Реакция превращения жидкого раствора l в твёрдый раствор α записывается в виде



где индексы показывают начальный и конечный состав соответствующей фазы. В конце кристаллизации состав твёрдого раствора α равен составу исходной жидкости и сплава в целом. Ниже точки 2 идёт 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 — конволю. Проекция точки пересечения её с солидусом показывает концентрацию (состав) твёрдого раствора α' , а проекция точки пересечения с ликвидусом — состав жидкой фазы l , находящейся в равновесии с α фазой. Так по рис. 1 при температуре t_a сплав М (40%B + 60%A) состоит из

двух фаз : твёрдого раствора α состава точки δ (30% В + 70% А) и жидкого раствора h состава точки ϵ (55% В + 45% А).

Вторая часть правила отрезков позволяет определить относительное весовое количество этих фаз . Состав сплава М делит коноду на отрезки. Отношение отрезка, примыкающего к жидкой фазе, к длине всей коноды даёт относительное весовое количество твёрдого раствора q_1 , а отношение длины отрезка, примыкающего к твёрдому раствору, к длине коноды показывает относительное весовое количество жидкой фазы - q_2 . Так, для сплава М при температуре t_a по рис. 1 имеем

$$q_1 = \frac{ac}{bc} = \frac{55-40}{55-30} = \frac{15}{25} = 0,6;$$

$$q_2 = \frac{ab}{bc} = \frac{40-30}{55-30} = \frac{10}{25} = 0,4;$$

При заданном весе плавки Q , например 50 кг , весовое количество твёрдого раствора при этой температуре в сплаве М будет $Q_1 = q_1 \cdot Q = 0,6 \cdot 50 = 30$ кг, а весовое количество жидкой фазы $Q_2 = q_2 \cdot Q = 0,4 \cdot 50 = 20$ кг.

По правилу фаз в двухфазной области $h + \alpha$ число степеней свободы равно $S = 2 - 2 + 1 = 1$. 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 h в α идёт при переменной (а не постоянной) температуре. В однофазных областях выше ликвидуса и ниже солидуса $S = 2$, т.е. однофазное строение сплавов в этих областях сохраняется при независимом изменении температуры и концентрации.

При кристаллизации жидкого раствора в твёрдый раствор идёт 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).

Из изложенного выше следует, что в процессе кристаллизации жидкого раствора h в твёрдый 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 твёрдого раствора, затвердевающих в первую очередь обогащены тугоплавким компонентом А, а оси последних порядков и междендритные пространства,

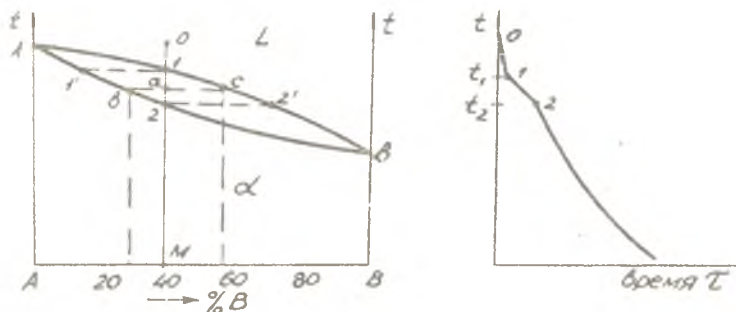


Рис 1. Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью в жидком и твердом состояниях.

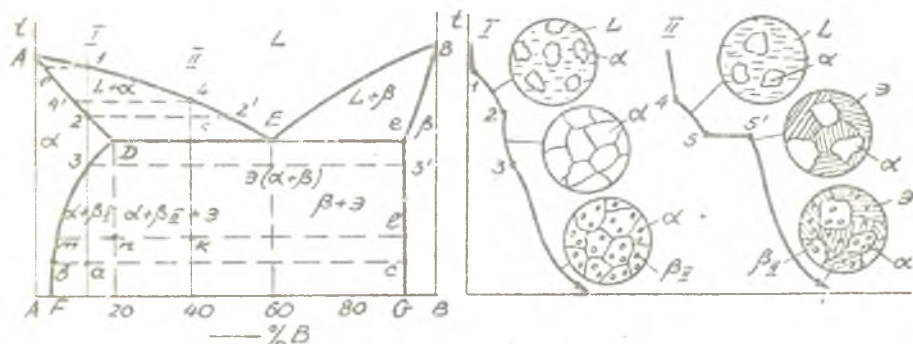


Рис 2. Диаграмма состояния ограниченных твердых растворов с эвтектическим превращением, кривые охлаждения и схемы формирования структур в сплавах I и II.

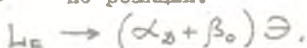
кристаллизующихся вблизи точки 2, обогащены легкоплавким компонентом В. При реальных скоростях кристаллизации в промышленных условиях диффузионные процессы не успевают выравнивать химический состав в пределах зёрен твёрдого раствора. Химическая неоднородность состава зёрен α -фазы называется дендритной 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 системы $Cu-Ni$, $Fe-Cr$ и другие.

1.1.4. Диаграммы состояния сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твёрдом состоянии и эвтектическим превращением.

Компоненты : А и В ($K=2$), фазы : L - неограниченный жидкий раствор компонентов А и В друг в друге, α - ограниченный твёрдый раствор компонента В в компоненте А, β --ограниченный твёрдый раствор А в В. Общий вид диаграммы, кривые охлаждения и схемы формирования структур сплавов I, II, приведены на рис. 2.

На данной диаграмме линия АЕВ - ликвидус, линия АДЕСВ - солидус, линии ДФ и СГ - линии предельной растворимости компонентов В в А и А в В соответственно. Растворимость компонента В в компоненте А возрастает с повышением температуры от F до D, а растворимость А в В взята постоянной, так что линия СГ вертикальна. Линия ДЕС - линия эвтектических превращений, на которой заканчивается кристаллизация жидкости с образованием эвтектики - измельчённой смеси проросших друг в друге кристаллов предельных твёрдых растворов α и β по реакции:



Запись реакции указывает, что жидкий раствор в любой точке этой линии приобретает концентрацию точки Е и при кристаллизации одновременно распадается на две фазы - твёрдый раствор α состава точки Д и твёрдый раствор β состава точки С. Зёрна (колонии) эвтектики являются самостоятельной двухфазной структурной составляющей сплавов, так как при рассмотре-

трению под оптическим микроскопом имеют единобразное строение и имеют одинаковые свойства (твёрдость, температуру плавления и пр.). Поэтому под линией ДЕС 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 $C = K - F + I = 2 - 3 + 1 = 0$, т.е. протекает при постоянной температуре (площадка 55' на кривой охлаждения сплава П).

Рассмотрим кристаллизацию и формирование структуры сплавов I и П.

Сплав I (15% В + 85% А). Выше точки I сплав находится в состоянии однородного жидкого раствора L .

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

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



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

Используем правило отрезков для количественного анализа сплава I в точке а. Составы фаз: $\alpha_{\text{г}}$ - 95% А + 5% В, $\beta_{\text{гс}}$ - 93% В + 7% А (см. проекции точек в и с на ось концентраций по рис. 2) Относительные весовые доли фаз будут равны:

$$q_{\alpha} = \frac{ac}{bc} = \frac{93-15}{93-5} = \frac{78}{88} = 0,88, \quad q_{\beta_{\text{II}}} = \frac{ab}{bc} = \frac{15-5}{93-5} = \frac{10}{88} = 0,12.$$

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

Сплав II (40% В + 60 %А).

От точки 4 до точки 5 идёт кристаллизация жидкой фазы в избыточные зёрна твёрдого раствора α по реакции $h_{4-E} \rightarrow \alpha_{4-A}$. В отличие от сплава I первичная кристаллизация жидкости по этой реакции не заканчивается. В точке 5 кривой охлаждения имеем твёрдый раствор состава точки Д в количестве $q_{\alpha} = \frac{5E}{AE}$ и жидкий раствор h состава точки Е в количестве $q_{\beta} = \frac{45}{AE}$.

На площадке 55' кривой охлаждения остаток жидкости эвтектического состава претерпевает эвтектическое превращение при постоянной температуре с образованием смеси двух твёрдых растворов α и β , т.е. $h_E \rightarrow (\alpha_D + \beta_C) \exists$.

В точке 5 на кривой охлаждения после окончания эвтектической реакции сплав будет иметь две структурных составляющих; зёрна эвтектики Э и избыточные зёрна α - фазы. При этом их весовые доли равны $q_{\exists} = 45/4E$ и $q_{\alpha} = 5E/4E$. В точке 5' и ниже структурные и фазовые составляющие не совпадают: часть α - фазы выделилась в виде избыточных зёрен, а часть её входит в зёрна эвтектики. Общее количество α - фазы равно $q_{\alpha} = 5C/4C$, а относительная весовая доля β - фазы равна $q_{\beta} = 45/4C$.

При охлаждении ниже точки 5 в связи с уменьшением растворимости компонента В в α - твёрдом растворе пойдёт реакция выделения β_{II} : $\alpha_{D-F} \rightarrow \beta_{\text{II}} C-G$. Она будет проходить как в избыточных зёрнах α - фазы, так и в α - фазе, входящей в состав эвтектики. Частицы β_{II} , выделившиеся в избыточных зёрнах α - твёрдого раствора, видны при рассмотрении под микроскопом и представляют самостоятельную структурную составляющую. Кристаллики β_{II} , выде-

лившись из α - фазы, входящей в эвтектику, объединяются с первичной β - фазой эвтектики и при микроисследовании обычно не обнаруживаются.

Итак, сплав П ниже эвтектической линии состоит из трёх структурных составляющих: β $[(\alpha + \beta_{II}) + \beta]$ и α и β_{II} . Весовая доля эвтектики, как ранее, будет равна

$$q_{\beta} = \frac{DS}{DE} = \frac{(40-20)}{(60-20)} = 0,5,$$

а общая доля α и β_{II} составит $q_{\alpha + \beta_{II}} = \frac{SE}{DE} = \frac{(60-40)}{(60-20)} = 0,5$.
 Можно рассчитать доли α и β_{II} отдельно, имея в виду, что обе эти структурные составляющие получились из β фазы состав точки Д. В точке К будем иметь

$$q_{\alpha} = \frac{SE}{DE} \cdot \frac{nl}{ml} = 0,5 \cdot \frac{93-20}{93-7} = 0,425, \quad q_{\beta_{II}} = \frac{SE}{DE} \cdot \frac{mn}{ml} = 0,5 \cdot \frac{20-7}{93-7} = 0,075.$$

Фазовый состав сплава П ниже эвтектической линии $\alpha + \beta$

В той же точке К имеем α_m и β_e . Общая относительная доля α раствора, как фазы, находящейся в виде избыточных зёрен α и входящей в эвтектику, будет равна $q_{\alpha} = \frac{kl}{ml} = \frac{(93-40)}{(93-7)} = 0,615$

Общая относительная доля β - фазы, входящей в эвтектику в виде β и β_{II} и находящейся в виде частиц β_{II} внутри зёрен α , будет равна $q_{\beta} = \frac{mk}{ml} = \frac{(40-7)}{(93-7)} = 0,385$

В сплавах, расположенных между точками Е и С кристаллизация идёт подобно сплаву П. В начале из жидкого состояния выделяются зёрна твёрдого 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 твёрдого раствора β при данном начертании диаграммы постоянен, то α_{II} из β не выделяется и ниже эвтектической горизонтали сплавы имеют лишь две структурные составляющие: β и α .

Во всей области FDECG 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.

I.I.5. Диаграмма состояния сплавов, образующих смеси чистых компонентов.

Данная диаграмма является частным случаем диаграммы, рассмотренной в пункте I.I.4. и отличается от неё очень малой растворимостью компонентов в твёрдом состоянии, практически полным отсутствием её. 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 AEB, солидус - линия CDD.

Сплавы с концентрацией менее 13% Sb называются ^{до}эвтектическими, 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 жидкости при снижении температуры приближается к эвтектической (13% Sb). При постоянной температуре 246°C все сплавы претерпевают эвтектическое превращение $L_E \rightarrow Pb + Sb$ с образованием эвтектики $\mathcal{E}(Pb + Sb)$ - измельчённой смеси светлых кристалликов Sb и тёмных кристалликов Pb . Ниже 246°C никаких превращений в сплавах не происходит.

Микроструктура доэвтектических сплавов состоит из тёмных кристаллов свинца и мелкозернистой пёстрой эвтектики. В микроструктуре заэвтектических сплавов на фоне мелкозернистой эвтектики видны светлые резко очерченные кристаллы сурьмы. При микроскопировании 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 $q_{\mathcal{E}} = \frac{100-50}{100-13} = \frac{50}{87} = 0,575$, а доля зёрен Sb составляет $q_{Sb} = \frac{50-13}{100-13} = \frac{37}{87} = 0,425$.

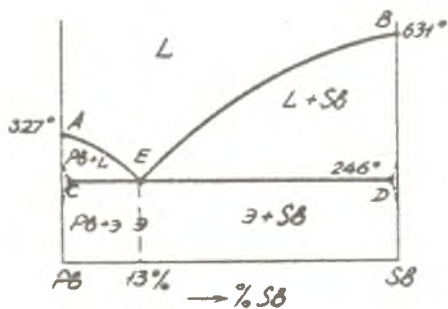


Рис.3. Диаграмма состояния Pb-Sb.

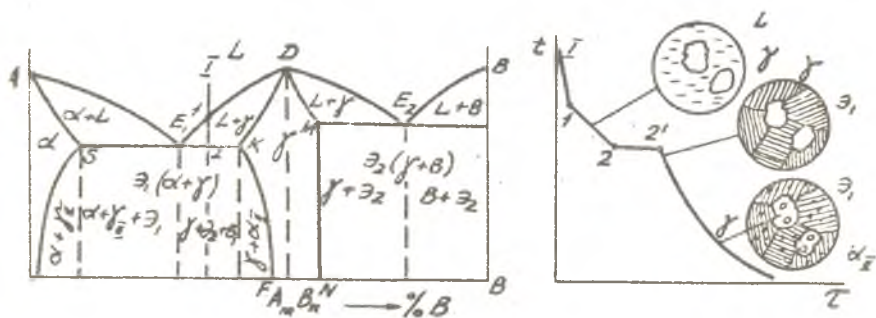


Рис.4. Диаграмма состояния с устойчивой промежуточной фазой.

I.1.6. Диаграмма состояния сплавов с образованием устойчивого химического соединения (промежуточной фазы).

Химическое соединение устойчиво, если 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 А и n атомов компонента В. 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 γ представлен на рис. 4.

В этой диаграмме компонентами являются А и В. Фаза α - ограниченный твердый раствор компонента В в А, В - чистый компонент В (растворимость А в В отсутствует, поэтому раствора нет) β - твердый раствор А в В, химическое соединение $A_m B_n$, плавящееся в точке Д, при этом растворимость А в $A_m B_n$ переменная по линии КГ, а растворимость В в $A_m B_n$ постоянная по вертикальной линии МК.

Ордината $A_m B_n$ Д 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 А - $A_m B_n$ протекает эвтектическая реакция $L_{E1} \rightarrow (\alpha_s + \gamma_k) E_1$, а в системе $A_m B_n$ - В вторая эвтектическая реакция $L_{E2} \rightarrow (\gamma_{m+n}) E_2$.

При уменьшении растворимости α область γ фазы на диаграмме будет сужаться и превратиться в вертикальную линию $A_m B_n$ Д. Это будет диаграмма с устойчивым химическим соединением постоянного состава.

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

I.2. Контролируемый минимум знаний, необходимый для выполнения работы.

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

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

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

2.1. Задачи работы.

1. Освоение основных понятий о сплавах и их строение.
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 сплавов при первичной и вторичной кристаллизации сплавов разного химического состава в простейших диаграммах.
5. Анализ кристаллизации и формирования структуры сплавов свинец - сурьма.
6. Изучение микроструктуры сплавов свинец-сурьма на готовых шлифах.

2.2. Материальное оснащение.

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

2.3. Содержание отчёта.

1. Понятия о фазах, структурных составляющих, диаграммах состояния, их видах.
2. Диаграмма свинец-сурьма и кривые охлаждения пяти сплавов с указанием на них превращений.

3. Расчёт количества структурных составляющих в этих сплавах.
4. Рисунки и описание микроструктур пяти сплавов.

2.4. Порядок выполнения работы.

1. Ознакомится с теорией, изложить основные понятия в отчёте
 2. Разбор кристаллизации 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 микрoанализ шлифов заданных сплавов, зарисовать их в отчёт и описать.
- При 4-х часовой лабораторной работе (4 фак .) не менее 2-х часов отводится на практическое занятие по разбору диаграмм с неограниченной и ограниченной растворимостью (с эвтектическим и перитектическим превращениями) и с химическим соединением, а также выдётся домашнее на задание № I по анализу двойных диаграмм.

Л и т е р а т у р а

1. А.П.Гуляев. Металловедение. М., Металлургия, 1986.
2. Б.М. Дактин. Металловедение и термическая обработка металлов. М., Металлургия, 1977 г. с.84-122.
3. А.М.Захаров. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. М., Металлургия. 1978 г. с.1-50.

№ ДИАГРАММА ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД

Цель работы : Изучение диаграммы железо-углерод, практическое освоение анализа закономерности формирования равновесных структур сплавов различного состава при охлаждении и нагреве, фазового состава, образующихся структур и химического состава фаз.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

I.1. Основные положения теории.

Диаграмма железо-углерод является краеугольным камнем металлургии 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 посвящено тысячи исследований. Создание диаграммы имеет богатую и интересную историю. С производством и применением стали (железа) люди познакомились ещё в древности, однако 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 учёного Дмитрия Константиновича ЧЕРНОВА, который в 1868 году установил существование критических точек "а" и "в", 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 её 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 остаётся тот же.

В данной работе рассматривается диаграмма системы железо-цементит, представленной на рис. I.

Поскольку все технические сплавы железа с углеродом содер-

жат углерода меньше, чем его в цементите, обычно строят и рассматривают только частную диаграмму железо-цементит, её обычно и называют диаграммой железо-углерод.

При изучении диаграммы состояния следует различать компоненты, фазы, определения которых даны в учебнике /1/

и структурные составляющие, представляющие собой характерные распознаваемые части структуры, хорошо различимые при микроскопировании сплавов.

В сплавах системы железо-углерод компонентами являются железо и цементит (углерод); фазами - феррит, цементит, графит, аустенит, жидкость; многофазными структурными составляющими - перлит и ледобурит. Сведения о физико-механических свойствах фаз и структурных составляющих имеются в учебниках.

Мы приведём 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 ($\sigma_t = 20-25 \text{ кгс/мм}^2$) и хорошей пластичностью ($\delta = 50-60\%$). Плотность железа - $7,87 \text{ г/см}^3$. $T_{\text{пл.}} = 1534^\circ\text{C}$.

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°C 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. $T_{\text{пл.}} = 1250^\circ\text{C}$. 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 ледобурит.

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 $2,2 \text{ г/см}^3$. $T_{\text{пл.}} = 3500^\circ\text{C}$.

ФЕРРИТ - твердый раствор углерода в α -железе. Максимальное содержание углерода в феррите - $0,02\%$ при 727°C и $0,1\%$

при 1499°C (точки Р и Н 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 - твёрдый раствор углерода в γ - железе. Максимальное содержание углерода в аустените - $2,14\%$ при 1147°C (точка Е на диаграмме железо-углерод). Аустенит обладает невысокой прочностью и хорошей пластичностью. Характерной особенностью аустенита является его способность к упрочнению при деформации. Аустенит немагнитен. В сталях ^{в чистом} 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 $0,8\% \text{C}$. В зависимости от формы цементита различают пластинчатый и зернистый (глобулярный) перлит. Пластинчатый перлит по сравнению с зернистым характеризуется несколько большей прочностью и твёрдостью ($\sigma_{\text{т}}$ = $82-86 \text{ кгс/мм}^2$ и НВ = $190-220$ против $\sigma_{\text{т}}$ = $70-75 \text{ кгс/мм}^2$ и НВ = $160-190$) и меньшей пластичностью (δ = $10-11\%$ против $14-16\%$).

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

Вся диаграмма состояния железо-углерод образована линиями, имеющими определённые наименования и отличающиеся характерные по структуре области.

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

Линия ADEF - линия солидуса, показывающая окончание кристаллизации.

Линия HJ B - линия перитектического превращения ($\Phi + \gamma$) \rightleftharpoons А при температуре 1499°C .

Линия BCF - линия эвтектического превращения $\gamma \rightleftharpoons (\text{C} + \text{A})$ при температуре 1147°C .

Линия PS K - линия эвтектоидного превращения $\text{A} \rightleftharpoons (\text{C} + \delta)$ 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 окончание растворения феррита в аустените при нагреве. Последние обозначаются через A_{23} и A_{28} соответственно.

Линия SE показывает температуру начала выделения вторичного цементита из аустенита при охлаждении или окончание растворения вторичного цементита при нагреве. Последние обозначаются через A см.

Линия PQ показывает температуру начала выделения третичного цементита из феррита при охлаждении или окончание 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, образовавшихся 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% называются сталями, а с большим - чугунами.

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

В исходном высокотемпературном состоянии (точка I) сплав имеет одну жидкую фазу. Число степеней свободы для точки I: $C - K + 1 - 1 = 2 + 1 - 1 = 2$. 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. Выделение аустенита сопровождается выделением скрытой теплоты плавления, что отражается в уменьшении угла наклона кривой охлаждения при понижении температуры.

Весь процесс первичной кристаллизации идёт 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:

$$q_{ж}/q_a = \frac{3-3''}{3'-3''}$$
, 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 6 из аустенита выделяются кристаллы вторичного цементита. Концентрация углерода в аустените при этом понижается и при температуре точки 6 становится равной 0,8%, т.е. концентрации 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 - формула Fe_3C . Относительное количество аустенита и вторичного цементита определяется отношением $q_a \frac{6-6''}{6-6'} = q_{ц} \frac{6-6'}{6-6''}$. 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, протяжённость 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 зёрен перлита, окружённых сеткой вторичного цементита. Отношение количества перлита ко вторичному цементиту определяется формулой $q_a \frac{7-7''}{7-7'} = q_{ц} \frac{7-7'}{7-7''} = 2,78$

Правило рычага позволяет нам определить и относительное количество фаз в структуре, т.е. относительное количество феррита и цементита $\frac{f_a}{f_c} = \frac{x-K}{D-K} = \frac{5,27}{1,38} = 3,82$

Феррит содержит 0,02% углерода, что соответствует про-
екции 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. Выделения третичного цементита не будут видно, так как последний присоединяется к вторичному цементиту и цементиту перлита.

В точке 3 структура, как и после завершения эвтектоидного превращения будет состоять из зерен перлита, окруженных сеткой вторичного цементита. Относительное количество структурных составляющих и газ примерно такое же, как и для точки 7. Число степеней свободы: $\Phi = 3 - 1 - 1 = 1$.

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

1.3. Контролируемый минимум знаний, необходимый для выполнения работы.

1. Вид диаграммы железо-углерод.
2. Понятия : компонента, фаза, структурная составляющая.
3. Полиморфные превращения железа.
4. Определение фаз и структурных составляющих в железо-углеродистых сплавах.
5. Эвтектическое, 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 и высокопрочных ковких чугунов.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

2.1. 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. Знакомление 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.

2.2. Материальное оснащение.

1. Методическая разработка.
2. Плакат.

2.3. Содержание отчёта.

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 (л.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 структуры (количество отдельных структурных составляющих и фаз, их химический состав).

2.4. 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-х сплавов, для которых необходимо построить кривые охлаждения и по 3-4 точкам, к которым необходимо применение правил фаз и отрезков.
4. Выполнение работы в соответствии с пп 2,3 и 4 § 2.3. Содержание отчёта.
5. Контроль выполненной работы преподавателем.

Л и т е р а т у р а

1. Гуляев А.П. Металловедение. М., Металлургия, 1986 .
2. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов, М., Металлургия. 1963 .

№ 8. МИКРОИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛИ И ЧУГУНА В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ.

Цель работы: Изучение равновесных структур железуглеродистых сплавов при комнатных температурах.

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

I. I. Основные положения теории.

Диаграмма $Fe - Fe_3C$ в интервале концентраций от 0 до 6,67% представлена на рис. I методических указаний предыдущей работы. В рассматриваемых в диаграмме интервалах температур и концентраций железо-углеродистые 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% С.

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% С - 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% С. 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% С, Обозначается ледебурит буквой "Л".

I. I. I. Структура железо-углеродистых сплавов при комнатной температуре.

Сплавы, лежащие левее точки (0,006% С) состоят только из феррита, а сплавы, концентрации которых лежат в пределах от 0,006% С до 0,02% С имеют структуру - феррит и цементит третичный. Сплавы, имеющие концентрации углерода от 0,02% С (точка

"р") до 0,8% С (точка "S"), называются доэвтектоидными сплавами. Их структура состоит из феррита и перлита. Сталь, содержащая 0,8%С, имеет структуру только перлит (эвтектоидную смесь феррита и цементита пластинчатой формы). Стали, содержащие от 0,8%С до 2,14% С имеют структуру, состоящую из цементита "вторичного" и перлита. Доэвтектические чугуны, содержащие углерода от 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.

I. I. 2. Особенности изображения микроструктуры железо-углеродистых сплавов.

Микроструктура сталей с содержанием углерода до 0,15% представляется в следующем виде. Светлые зёрна (полиэдры) феррита занимают подавляющую часть площади шлифа. Тонкие тёмные линии являются границами ферритных зёрен. Зёрна перлита в виде небольших тёмных остатков расположены в стыках между зёрнами феррита.

В образцах с большим содержанием углерода количество перлита возрастает и при содержании С = 0,4–0,45% площади, занятые ферритом и перлитом, примерно равновелики. При ещё большем содержании углерода, феррита становится все меньше и он концентрируется в виде оболочки вокруг перлитных зёрен и напоминает сетку.

При С = 0,5–0,6% эта сетка довольно толста и местами разорвана, при повышении содержания углерода она становится всё тоньше. При 0,7% С участки феррита расположены в стыках зёрен перлита. Эвтектоидная сталь (С=0,8%) имеет структуру сплошного тёмного 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 зёрна перлита окружены очень тонкой светлой сеткой вторичного цементита. По цвету эта сетка мало отличается от ферритной. Можно сказать, что она более 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 тёмные 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 цементата. 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 ледебурит, состоящий из темного перлита и светлого цементита.

Ковкие чугуны получают путём 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 распознаётся под микроскопом благодаря тому, что графит в нём выделен в форме более или менее округлых тёмных 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 тёмных "червячков" (чешуек) или тёмных 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 сравнительно со сталью содержанию фосфора в чугуне часто наблюдается особая структурная составляющая — тройная фосфористая эвтектика (фосфористый феррит + фосфид железа + цементит). Её структура напоминает пятнистый ледебурит, но мельче, а внешние границы участков её залегания состоят из плавных дуг и острых углов.

Высокопрочные чугуны — это серые литейные чугуны модифицированные магнием. В таких чугунах углерод в значительной сте-

пени 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.

1.1.3. Определение содержания углерода по количественному соотношению структурных составляющих.

По отношению площадей, занимаемых структурными составляющими, можно определить содержание углерода в углеродистой (нелегированной) стали и её марку при условии, что сталь находится в равновесном (отожжённом) 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 объёме 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 окуляр-микроскопа путём деления суммарных длин отрезков этой линейки, приходящихся на ту и другую структурные составляющие в нескольких полях зрения. 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 устанавливают 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 приведённом выше примере, при округлении числа 0,56% к ближайшему стандартному, имеем ст. 55.

В заэвтектоидной стали углерод содержится в обеих струк-

турных составляющих: в перлите 0,8% и во вторичном цементите 2,0%. Поэтому расчёт содержания углерода в ней производится суммированием его содержания в той и другой структурной составляющей:

$$C = \frac{0,8 \cdot 100}{100} + \frac{2,0 \cdot 100}{100}$$

В заэвтектоидной стали доля площади шлифа, занимаемая сеткой вторичного цементита, мала (до 10%) и визуальное её определить с достаточной точностью затруднительно. Поэтому при такой оценке содержания углерода определяется весьма приближённо. Для более точного расчёта содержания углерода в заэвтектоидной стали доля цементита необходимо определить инструментально.

В микроструктура болых доэвтектоидных чугунов, состоящей из ледобурита, перлита и вторичного цементита, не всегда удаётся разделить 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 содержания 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 $b_f = 12$ кгс/мм², ВЧ60-2 — высокопрочный чугун, у которого $b_f = 60$ кгс/мм², $\delta^2 = 2\%$, КЧ37 — ковкий чугун с $b_f = 37$ кгс/мм² и $\delta^2 = 12\%$.

1.4. Механические свойства сталей в равновесном состоянии.

Механические свойства сталей зависят от их химического состава и структурного состояния, определяемого режимом термической обработки. В равновесном отожжённом состоянии с увеличением содержания углерода, пропорционально растёт доля второй фазы — цементита, твёрдость которого ($HV = 1000$) во много раз выше твёрдости феррита ($HV = 80-90$). Твёрдые и хрупкие частицы цементита повышают сопротивление движению дислокаций. Вследствие этого с увеличением содержания углерода возрастает твёрдость и прочность, а пластичность и вязкость уменьшаются. При содержании углерода более 1% её твёрдость растёт, а предел прочности уменьшается, что объясняется выделением по границам зёрен

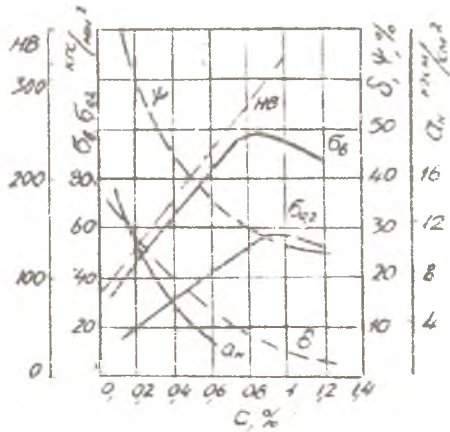


Рис. 1. Влияние углерода на механические свойства стали.

аустенита одной крупной цементитной сетки.

Влияние содержания углерода на механические свойства горяче-катанной стали в состоянии поставки (близком к равновесному) показано на рис. 1. Значения механических свойств являются средними и могут колебаться в пределах $\pm 10\%$ в зависимости от содержания примесей, условий охлаждения с температуры прокатки и прочих факторов.

1.2. Контролируемы ли своим знанием, несохощим для выполнения работы.

1. Воспроизвести на память полную диаграмму "железо-углерод".
2. Указать для каждой области диаграммы структурные и фазовый состав сплавов.
3. Дать краткую историю и указать типичные механические свойства твердых растворов каждой составляющей.
4. Изобразить схематично изображение каждой структурной составляющей.

1. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

1.1. Задачи работы (задание).

1. Владение 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.

2.3. Материальное оснащение (учебные пособия, прибор, оборудование, материалы).

1. Методические разработки по данной работе и по работе "Диаграмма железо-углерод".
2. Атлас микроструктур.
3. Микроскоп ММ-7.
4. Образцы сталей и чугунов.

2.3. Порядок выполнения работы и содержание отчёта.

1. Ознакомиться с теорией и изложить её основные положения в отчёте.
2. Изобразить в отчёте диаграмму "железо-углерод" с указанием фаз и структурных составляющих во всех её областях.

3. С помощью металлографического микроскопа провести исследование структуры доэвтектоидных, эвтектоидных и заэвтектоидных сталей, а также белых, серых, ковких чугунов и высокопрочных.
4. Зарисовать микроструктуру каждого образца, описать структурные составляющие и указать примерный процент, занимаемой каждой составляющей.
5. Подсчитать количество углерода в каждом образце (для чугунов подсчитать только количество связанного углерода).
6. Установить марку стали , используя описания структуры и свойства, определить механические свойства исследованных марок сталей и чугунов.
7. Все данные свести в таблицу отчёта.

Л и т е р а т у р а

1. Гуляев А.П. Металловедение., М., Металлургия, 1986 .

№ 9. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРЫ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ.

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

I. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ.

I. I. Построение и анализ тройных диаграмм состояния.

I. I. I. Принципы построения тройных диаграмм состояния.

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

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

1. В вершинах располагаются чистые компоненты А, В, С.
2. На сторонах треугольника располагаются двойные сплавы А-В, В-С и А-С.
3. Точки внутри треугольника изображают составы тройных сплавов. Для определения концентрации тройного сплава О (рис. I) через заданную точку проводят линии, параллельные сторонам треугольника, противолежащим определяемым компонентам: для определения процента компонента А - линию, параллельную стороне ВС, для определения % В - линию, параллельную АС, и для определения % С - линию параллельную АВ. Отрезки а, в, с, отсекаемые этими линиями на тех сторонах треугольника, на которых производится отсчёт процентов компонентов А, В, С, показывают концентрацию этих компонентов. При этом $a+b+c = AB=BC=AC=100\%$. Так, по рис. I сплав О имеет 50% А (отрезок а), 30% В (отрезок в) и 20% С (отрезок с). Если концентрация компонентов В и С откладывается по сторонам, исходящим из вершины А, то концентрация компонента А определяется по разности $\% A = 100\% - (\% B + \% C)$.

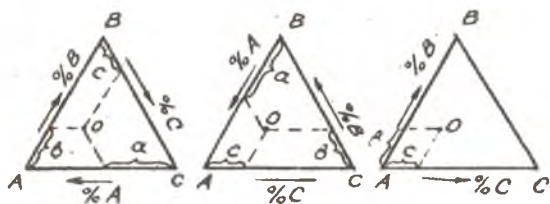


Рис. 1. Определение концентрации
тройных сплавов.

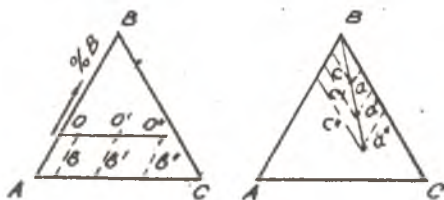


Рис. 2. Свойства треугольника
концентраций.

4. Сплавы, лежащие на линии, параллельной стороне треугольника, имеют постоянную концентрацию того компонента, который соответствует противоположной вершине $w = w' = w''$. (Рис. 2).
5. Сплавы, лежащие на линии, проходящей через какую-либо вершину треугольника, характеризуются постоянным соотношением концентраций двух других компонентов, т. е.

$$\frac{a}{c} = \frac{a^I}{c^I} = \frac{a^{II}}{c^{II}} \text{ и т. д.}$$

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

$$\frac{MK}{LM} = \frac{Q_L}{Q_K}$$

При известной из построения длине отрезка LK положение точки M определяется из уравнения $KM = \frac{Q_L}{Q_L + Q_K} \cdot LK = Q_L \cdot LK$

или из уравнения $LM = \frac{Q_K}{Q_L + Q_K} \cdot LK = Q_K \cdot LK$

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 равны

$$Q_L = \frac{MK}{LK}, \quad Q_K = \frac{LM}{LK}$$

а их отношения $\frac{Q_L}{Q_K} = \frac{MK}{LM}$

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

Смешаем сначала фазы a и b и найдём состав этой смеси, определяемый точкой f . Положение этой точки определится по правилу прямой из уравнения $fb = \frac{Q_a}{Q_a + Q_b} ab$

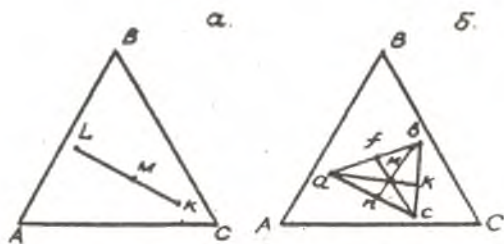


Рис. 3. Применение правила прямой (а) и правила центра тяжести (в) в трёхкомпонентных системах.

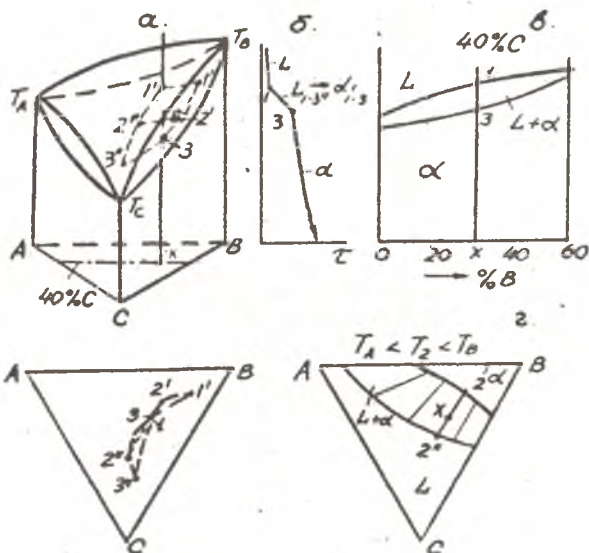


Рис. 4. Пространственная модель (а), кривая охлаждения сплава х (б), вертикальный (в) и горизонтальный (г) разрезы тройной диаграммы с полной растворимостью компонентов.

или из уравнения $f_a = \frac{Q_b}{Q_a + Q_b} a b$ Затем определим состав смеси из трёх фаз. Для этого соединим точки f и C и подвесим к рычагу fC грузы $Q_a + Q_b$ в точке f и Q_c в точке C . Состав трёхфазного сплава определяется точкой M , удалённой от точек f и C на расстояния, соответствующие отношению $\frac{fM}{CM} = \frac{Q_c}{Q_a + Q_b}$. При известной из чертежа длине прямой fC удобнее положение точки M находить по уравнению $fM = \frac{Q_c}{Q_a + Q_b + Q_c} fC$.

или по уравнению $MC = \frac{Q_a + Q_b}{Q_a + Q_b + Q_c} fC$.

Положение точки M можно определить другим способом. После определения точки f путём смешения фаз a и b можно аналогично найти положение точки K смеси фаз a и b из уравнения $bK = \frac{Q_c}{Q_b + Q_c} bC$,

или из уравнения $cK = \frac{Q_b}{Q_b + Q_c} bC$.

Далее проведём линии fC и aK . Пересечение их даёт искомым 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:

$$q_a = \frac{MK}{aK}, \quad q_b = \frac{MN}{bN}, \quad q_c = \frac{Mf}{fC}$$

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

1.1.2. Тройная система с неограниченной растворимостью.

Такая тройная система получается, если все три компонента изоморфны и попарно образуют двойные системы с неограниченной растворимостью. Пространственная модель диаграммы представлена на рис. 4, на котором выпуклая поверхность ликвидуса и вогнутая поверхность солидуса сходятся в точках плавления

чистых компонентов. Между ними заключена двухфазная область $L + \alpha$, где L и α соответственно жидкий и твёрдый неограниченные растворы. В процессе кристаллизации жидкого раствора в твёрдый в сплаве X от точки I до точки 3 состав жидкости непрерывно изменяется по пространственной кривой $I - 2'' - 3''$, лежащей на поверхности ликвидус. При этом он удаляется от исходного состава X в сторону легкоплавкого компонента. Твёрдый раствор α изменяет свой состав по кривой $I' - 2' - 3'$, лежащей на поверхности солидус, приближаясь к составу сплава X со стороны тугоплавкого компонента B . В треугольнике концентраций изменение составов α и L показано "пропе лерной" кривой $I' - 2' - 3'' - 3'$.

Для анализа тройных диаграмм используются их вертикальные (политермические) и горизонтальные (изотермические) разрезы, которые для данной системы показаны на рис. 46 и 42. Вертикальный разрез дан параллельно стороне AB при $40\% C = \text{const}$. В нём показаны температуры начала и конца кристаллизации сплавов, лежащих в данном разрезе. В вертикальных разрезах правило рычага неприменимо, так как составы фаз, находящихся в равновесии, могут не попадать в данное сечение.

В изотермических разрезах двухфазные области заштриховываются конодами, точки пересечения которых с линиями, ограничивающими данную двухфазную область, указывают состав (концентрацию) фаз при данной температуре. Коноды используются для расчёта весовых долей по правилу прямой (рычага). Так в сплаве X при температуре T_2 (рис. 42) имеются две фазы: жидкость L состава точки $2''$ и твёрдый раствор α состава точки $2'$. Их весовые доли равны:

$$q_L = \frac{X2'}{2''2'} \quad , \quad q_\alpha = \frac{X2''}{2'2''}$$

1.1.3. Тройная эвтектическая диаграмма.

Такую диаграмму образуют компоненты, нерастворимые друг в друге и не образующие химических соединений. Диаграмма изображается (рис. 5а) в виде трехгранной призмы. На гранях призмы построены двойные эвтектические диаграммы AB , BC , CA . Началу кристаллизации компонентов A, B и C соответствуют три поверхности ликвидус: $A_1E_1EE_2A_1, B_1E_1EE_2B_1, C_1E_1EE_2C_1$. Каждая точка этих поверхностей указывает состав жидкости, находящейся в рав-

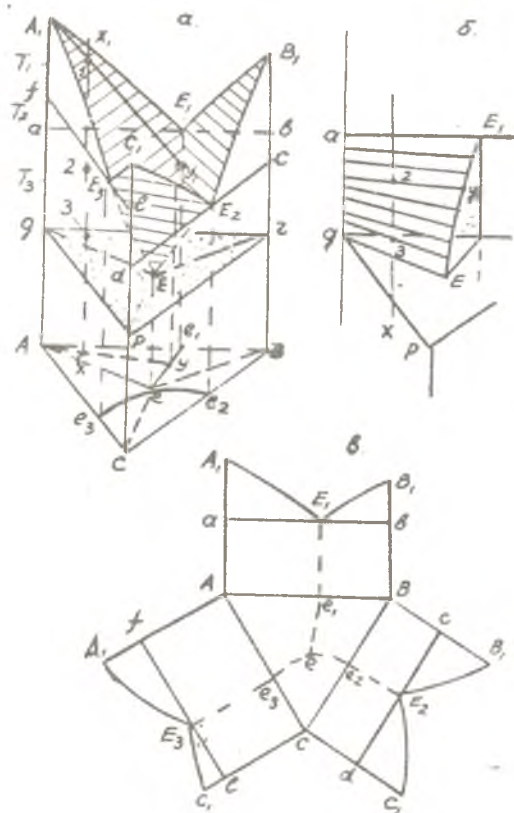


Рис. 5. Пространственная модель (а), поверхность начала выделения двойной эвтектики (А + В) (б) и развертка (в) тройной эвтектической диаграммы

новесии 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 qzr — плоскость солидус, соответствующая концу затвердевания всех тройных сплавов системы с образованием тройной эвтектики $\Xi (A+B+C)$.

Между поверхностями ликвидус и плоскостью солидус лежат поверхности начала кристаллизации двойных эвтектик. Одна из них изображена отдельно на рис. 55. Началу выделения двойной эвтектики $(A+B) = \Xi_1$ соответствуют поверхности aE_1E_1q и bE_1E_1v . Двойная эвтектика $(B+C) = \Xi_2$ начинает выделяться по поверхности cE_2E_2r или по поверхности dE_2E_2p , а двойная эвтектика $(C+A) = \Xi_3$ — по поверхностям lE_3E_3l и fE_3E_3f .

Рассмотрим кристаллизацию сплава X , кривая охлаждения которого представлена на рис. 6. От точки 1 до точки 2 идёт выделение из жидкости избыточного компонента A ; состав остающейся жидкости изменяется по линии $1y_1$, (в треугольнике концентраций — по прямой Xy_1 , являющейся продолжением линии AX), при этом соотношение количеств компонентов B и C в жидкости сохраняется постоянным в соответствии со свойством 5 треугольника концентраций. При достижении поверхности aE_1E_1q (точка 2 на кривой охлаждения) начинает выделяться двойная эвтектика $(A+B) = \Xi_1$, и состав остающейся жидкости начинает уходить от точки y_1 к точке E по линии y_1E (по ye — в треугольнике концентраций). Кристаллизация двойной эвтектики от точки 2 до точки 3 идёт не при постоянной температуре, как в двойных сплавах, а при переменной, так как число степеней свободы $S = K - F + I = 3 - 3 + 1 = 1$. При достижении точки 3, лежащей в плоскости солидус, остаток жидкости претерпевает четырёхфазную реакцию $L_c \rightarrow A+B+C$, идущую при постоянной температуре, так как $S = 3 - 4 + 1 = 0$. В результате её образуется измельчённая смесь 3 компонентов — тройная эвтектика Ξ . 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 , зёрна двойной эвтектики $(A+B)\Xi$ и зёрна

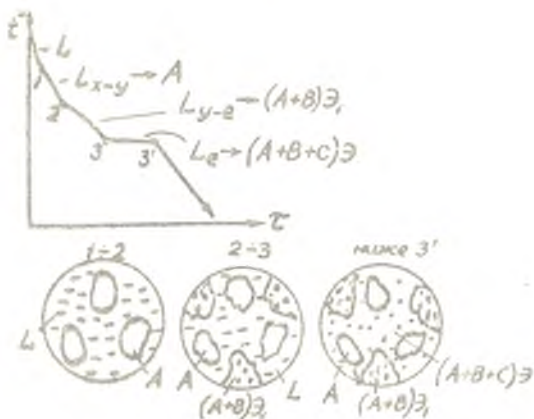


Рис. 6. Кривая охлаждения и схема формирования структуры шлава X.

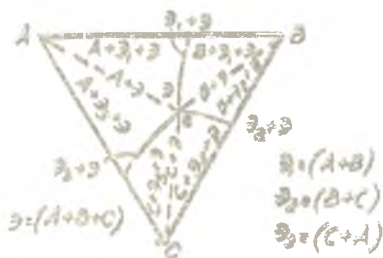


Рис. 7. Структурная диаграмма системы A-B-C.



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

• тройной эвтектики (A+B+C) Э.

Аналогично кристаллизуются другие сплавы системы. Их структурное состояние после кристаллизации даётся 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 оставшейся жидкости уходит сразу в точку тройной эвтектики E. Сплавы, лежащие на сторонах треугольника концентраций ACB не имеют в структуре тройной эвтектики Э, а сплав состава точки e имеет только одну тройную эвтектику.

Сечения пространственной модели горизонтальными плоскостями при различных температурах дают в проекции кривые линии пересечения этих плоскостей с поверхностями ликвидуса и прямые линии пересечения их с поверхностями начала кристаллизации двойных эвтектик. На рис. 8 даны изотермические разрезы диаграммы при трёх различных температурах T_1 , T_2 , T_3 , указанных на пространственной модели (рис. 5а). Двухфазные области на этих разрезах заштрихованы конодами, используя которые можно определить по правилу прямой о состав жидкости и относительное количество фаз при данной температуре. Для определения относительных долей фаз (структурных составляющих) в трёхфазных областях, прилегающих к сторонам треугольника концентраций используется правило центра тяжести (см. I.I.I)

На рис. 9 приводится вертикальное (политермическое) сечение диаграммы, параллельное стороне AB ($\% C = \text{const.}$) Линии a^1m^1 и m^1b^1 – линии ликвидуса, т.е. линии пересечения поверхностей ликвидуса $A_1E_1EE_3A_1$ и $B_1E_1EE_2B_1$ с секущей плоскостью. Линии a^1c^1 , c^1m^1 , m^1d^1 и d^1b^1 есть линии начала выделения двойных эвтектик соответственно \mathcal{E}_3 , \mathcal{E}_4 , \mathcal{E}_1 и \mathcal{E}_2 . Они образовались при пересечении поверхностей двойных эвтектик fE_3E_4f , aE_1E_4a , bE_1E_2b , cE_2E_3c соответственно с секущей плоскостью.

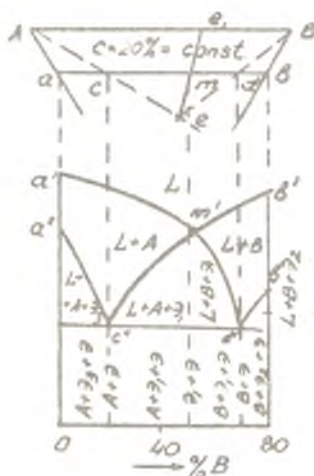


Рис. 9. Политермический разрез
трехной эвтектической
диаграммы при $C = \text{const}$

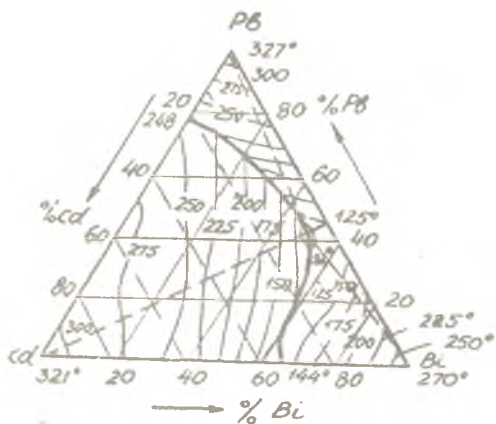


Рис. 10. Проекция поверхности
теплой ликвидуса системы $Pb-Bi-Cd$.

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

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

1.2. Контролируемый минимум знаний, необходимый для выполнения работы.

1. Принципы 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, её изотермические и политермические разрезы.
5. Поверхности тройной эвтектической диаграммы.
6. Процессы кристаллизации разных по составу сплавов и структурная диаграмма тройной эвтектической системы.
7. Построение изотермических сечений, их анализ.
8. Вид политермических сечений тройной эвтектической системы.

II. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ.

2.1. Задачи работы.

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

2.2. Материальное оснащение.

1. Методическая разработка.
2. Модели тройных диаграмм состояния: эвтектической, с неограниченной и ограниченной растворимостью.
3. Плакаты с изображением этих диаграмм.
4. Чертёж диаграммы $Pb - Bi - Cd$.

5. Микроскопы МИМ-7.
6. Шесть образцов (шлифов) сплавов свинец-висмут-кадмий.
7. Описание микроструктур сплавов.

2.3. Содержание отчёта.

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

2.4. Порядок выполнения работы.

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

Л и т е р а т у р а

1. Б.Г.Лившиц, Металлография, М., Металлургиздат, 1963 г., с. 182-190
2. А.П.Гуляев. Металловедение. М., Металлургия, 1977 г., с. 144-155., 1986; с

Методические указания к лабораторным работам

разработали: доцент, к.т.н, Морозов Н.П

профессор, д.т.н, Фавстов Ю.К

доцент, к.т.н. Кшин В.Д

ассистент, к.т.н. Мельников А.А

под редакцией Морозова Н.П

Технический редактор Панова Л.А

Подписано в печать 2.07.86г. Формат 60x84 1/16.

Заказ № 429. Тираж 60. Бесплатно.

г. Куйбышев. КуАИ, ул. Ульяновская 18. Отдел оперативной печати.