

А.М.Захаров

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ И ТРОЙНЫХ СИСТЕМ

*Издание третье,
переработанное и дополненное*

Допущено Государственным комитетом СССР
по народному образованию
в качестве учебного пособия для студентов
металлургических и машиностроительных
специальностей вузов



Москва "Металлургия" 1990

Оглавление

| | |
|---|-----------|
| Предисловие | 6 |
| Введение | 8 |
| ЧАСТЬ 1. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ СИСТЕМ | |
| Глава 1. Основы учения о фазовых равновесиях | 9 |
| § 1. Основные понятия | 9 |
| § 2. Правило фаз | 11 |
| § 3. Классификация двойных систем | 15 |
| Глава 2. Диаграммы состояния систем с моновариантными равновесиями .. | 18 |
| § 4. Диаграмма состояния системы с непрерывными рядами жидких и твердых растворов | 18 |
| § 5. Диаграммы состояния систем с точками экстремума на кривых ликвидуса и солидуса | 27 |
| § 6. Диаграмма состояния системы с бинодальной кривой | 28 |
| § 7. Диаграммы состояния систем с упорядоченными твердыми растворами | 33 |
| Глава 3. Диаграммы состояния систем с моно- и невариантными равновесиями | 35 |
| § 8. Граничные растворы на основе компонентов | 35 |
| § 9. Диаграммы состояния систем с эвтектическим равновесием | 37 |
| § 10. Диаграмма состояния системы с перитектическим равновесием | 48 |
| § 11. Диаграмма состояния системы с ретроградной кривой солидуса | 53 |
| Глава 4. Диаграммы состояния систем с промежуточными фазами | 55 |
| § 12. Классификация промежуточных фаз | 55 |
| § 13. Диаграммы состояния систем с конгруэнтно плавящимися промежуточными фазами | 56 |
| § 14. Дальтониды и бертоллиды | 61 |
| § 15. Диаграммы состояния систем с инконгруэнтно плавящимися промежуточными фазами | 63 |
| § 16. Диаграмма состояния системы с промежуточной фазой, плавящейся конгруэнтно в промежуточной точке | 65 |
| § 17. Диаграммы состояния систем с промежуточными фазами, образующимися в твердом состоянии | 67 |
| § 18. Диаграммы состояния систем с упорядоченными промежуточными фазами | 69 |
| Глава 5. Диаграммы состояния систем с моно- и невариантными равновесиями твердых растворов на основе полиморфных компонентов и промежуточных фаз | 71 |
| § 19. Полиморфизм металлов и соединений | 71 |
| § 20. Диаграммы состояния систем с моновариантными равновесиями твердых растворов на основе полиморфных модификаций компонентов | 72 |
| § 21. Диаграмма состояния системы с эвтектоидным равновесием | 76 |
| § 22. Диаграмма состояния системы с монотектоидным равновесием | 80 |
| § 23. Диаграммы состояния систем с метатектическим равновесием | 81 |
| § 24. Диаграммы состояния систем с полиморфными промежуточными фазами | 84 |

| | |
|--|------------|
| Глава 6. Диаграммы состояния систем с моно- и невариантными равновесиями жидких растворов на основе компонентов | 87 |
| § 25. Условия ограниченной растворимости металлов в жидком состоянии | 87 |
| § 26. Диаграммы состояния систем с компонентами, кристаллизующимися из собственных расплавов. | 88 |
| § 27. Диаграмма состояния системы с монотектическим равновесием ... | 91 |
| § 28. Диаграммы состояния систем с синтектическим равновесием | 93 |
| Глава 7. Закономерности строения диаграмм состояния двойных систем | 96 |
| § 29. Изображение фазовых равновесий | 96 |
| § 30. Комбинированные диаграммы состояния | 97 |
| § 31. Диаграммы метастабильных равновесий | 102 |
| ЧАСТЬ 2. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ | |
| Глава 8. Геометрические основы тройных систем | 104 |
| § 32. Изображение диаграмм состояния | 104 |
| § 33. Классификация тройных систем | 107 |
| Глава 9. Диаграммы состояния систем с бивариантными равновесиями | 109 |
| § 34. Диаграмма состояния системы с непрерывными рядами жидких и твердых растворов | 109 |
| § 35. Диаграммы состояния систем с экстремальными складками и точками на поверхностях ликвидуса и солидуса | 118 |
| § 36. Диаграмма состояния системы с бинодальной поверхностью | 119 |
| § 37. Диаграммы состояния систем с упорядоченными твердыми растворами | 120 |
| Глава 10. Диаграммы состояния систем с би- и моновариантными равновесиями | 122 |
| § 38. Диаграмма состояния системы с моновариантным эвтектическим равновесием | 122 |
| § 39. Диаграмма состояния системы с моновариантным перитектическим равновесием | 134 |
| Глава 11. Диаграммы состояния систем с би-, моно- и невариантными равновесиями | 140 |
| § 40. Диаграмма состояния системы с невариантным эвтектическим равновесием | 140 |
| § 41. Диаграмма состояния системы с невариантным перитектическим равновесием | 155 |
| Глава 12. Диаграммы состояния систем с промежуточными фазами | 168 |
| § 42. Классификация тройных систем с промежуточными фазами | 168 |
| § 43. Диаграмма состояния системы с двойным конгруэнтно плавящимся соединением | 169 |
| § 44. Диаграммы состояния систем с несколькими конгруэнтно плавящимися соединениями | 178 |
| § 45. Диаграмма состояния системы с двойным инконгруэнтно плавящимся соединением | 180 |
| § 46. Диаграмма состояния системы с тройным инконгруэнтно плавящимся соединением | 193 |
| § 47. Триангуляция систем с промежуточными фазами постоянного состава | 197 |
| § 48. Диаграммы состояния систем с непрерывными рядами твердых растворов между двойными соединениями | 199 |
| § 49. Диаграммы состояния систем с граничными растворами на основе соединений | 202 |

| | |
|---|------------|
| Глава 13. Диаграммы состояния систем с би-, моно- и невариантными равновесиями твердых растворов на основе полиморфных компонентов | 204 |
| § 50. Диаграммы состояния систем с бивариантными равновесиями | 204 |
| § 51. Диаграммы состояния систем с моновариантными равновесиями | 207 |
| § 52. Диаграммы состояния систем с невариантными равновесиями | 212 |
| Глава 14. Диаграммы состояния систем с би-, моно- и невариантными равновесиями жидких растворов на основе компонентов | 215 |
| § 53. Диаграмма состояния системы с моновариантным монотектическим равновесием | 215 |
| § 54. Диаграмма состояния системы с невариантным монотектическим равновесием | 222 |
| § 55. Диаграмма состояния системы с моновариантным синтетическим равновесием | 225 |
| § 56. Диаграмма состояния системы с невариантным синтетическим равновесием | 226 |
| Глава 15. Закономерности строения диаграмм состояния тройных систем | 230 |
| § 57. Изображение фазовых равновесий | 231 |
| § 58. Правила о соприкасающихся пространствах состояния и числе фаз в этих пространствах | 233 |
| § 59. Закономерности строения диаграмм состояния | 236 |
| Приложения | 239 |
| Рекомендуемый библиографический список | 240 |

Часть 2. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ

Глава 8. ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ

§ 32. Изображение диаграмм состояния

Для изображения диаграммы состояния тройной системы $A - B - C$ в координатах состав – температура требуется трехмерное пространство, поскольку составы всех возможных тройных сплавов между компонентами A , B и C можно наглядно изобразить только на плоскости. Обычно для изображения составов тройных сплавов используют плоскость, ограниченную сторонами правильного (т.е. равностороннего) треугольника. В вершины такого концентрационного треугольника (рис. 51) помещают компоненты A , B и C , стороны AB , BC и AC служат для изображения составов двойных сплавов, а на плоскости изображают составы тройных сплавов. В обоих случаях концентрации компонентов в сплавах обычно выражают в процентах (по массе или атомных) или долях (атомных или мольных) от единицы. Переход от одних единиц к другим см. в Приложении.

Пусть точка M – фигуративная точка тройного сплава. Если через эту точку провести три прямые a_1a_2 , b_1b_2 и c_1c_2 (рис. 51) параллельно сторонам треугольника, то сумма трех отрезков Ca_1 , Ab_1 и Bc_1 (или Va_2 , Cb_2 и Ac_2), отсекаемых этими прямыми на сторонах треугольника, есть величина постоянная, равная стороне треугольника, например AB , т.е.

$$Ca_1 + Ab_1 + Bc_1 = Va_2 + Cb_2 + Ac_2 = \text{const} = AB.$$

Если сторону концентрационного треугольника принять равной единице или 100 %, то с помощью отрезков Ca_1 , Ab_1 и Bc_1 (или Va_2 , Cb_2 и Ac_2) можно определить концентрацию каждого из компонентов

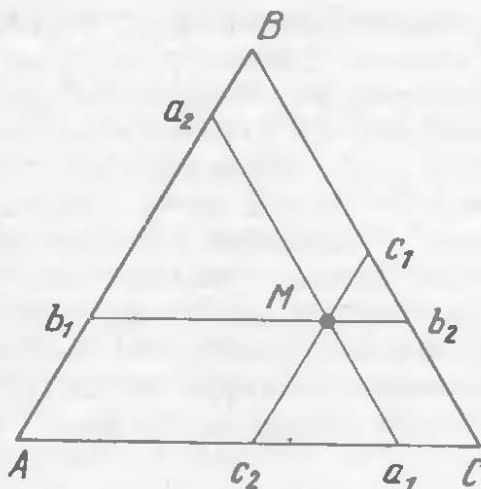


Рис. 51

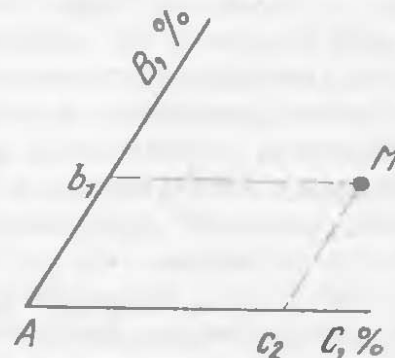


Рис. 52

в сплаве M . Так как фигуративная точка этого сплава лежит около стороны BC (двойной системы $B - C$), то, очевидно, концентрации компонентов B и C превышают концентрацию компонента A . Значит, концентрацию компонента A можно определить с помощью небольших отрезков Ca_1 или Ba_2 , которые от вершин компонентов C и B как бы "откладываются" в сторону компонента A .

Также видно, что концентрация компонента C в сплаве M превышает концентрацию компонента B (фигуративная точка сплава находится ближе к вершине компонента C). Следовательно, концентрацию компонента C в сплаве M можно определить самыми большими отрезками Bc_1 или Ac_2 , которые опять от вершин компонентов B и A "откладываются" в сторону компонента C . Наконец, концентрацию компонента B можно определить отрезками Ab_1 или Cb_2 , которые от вершин компонентов A и C "откладываются" в сторону компонента B .

Следует отметить, что первые три отрезка Ca_1 , Bb_1 и Ac_1 "откладываются" от вершин концентрационного треугольника в направлении, совпадающем с ходом часовой стрелки, а другие отрезки Ba_2 , Cb_2 и Ac_2 — в обратном направлении.

При отыскании фигуративной точки тройного сплава на плоскости концентрационного треугольника по его заданному химическому составу поступают следующим образом (рис. 52). От одной из вершин треугольника, например вершины компонента A , принятого за основу сплава, по сторонам AB и AC откладывают отрезки Ab_1 и Ac_2 , измеряющие концентрации компонентов B и C . Затем через точки b_1 и c_2 параллельно сторонам AB и AC проводят прямые b_1M и c_2M , которые пересекутся в фигуративной точке искомого сплава M .

Если за основу сплава принять другой компонент, то аналогичные

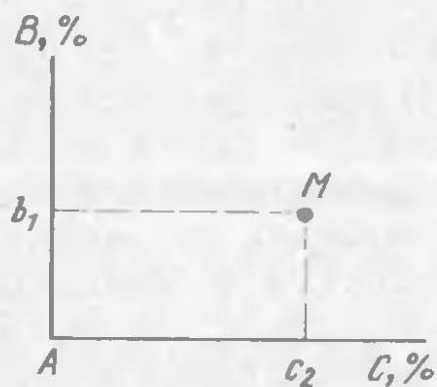


Рис. 53

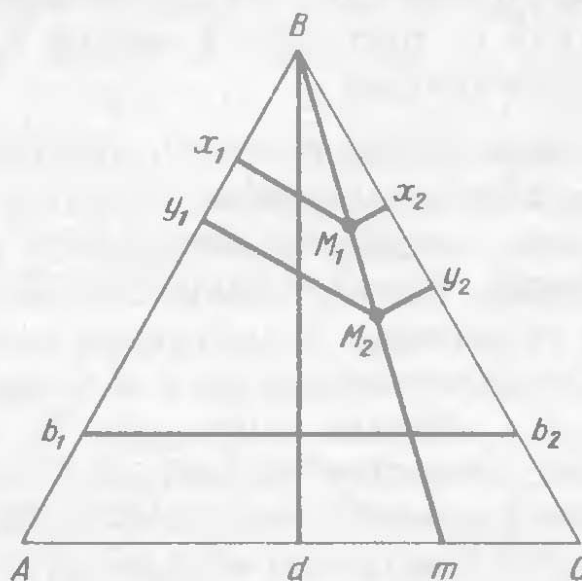


Рис. 54

построения делают около вершины этого компонента. По существу, отыскание фигуративной точки любого тройного сплава сводится к ее нахождению в косоугольной (60° -ной) системе координат, где началом координат является одна из вершин, а координатными осями – соответственно стороны концентрационного треугольника, исходящие из этой вершины.

Для выделения сплавов, богатых одним из компонентов, часто используют прямоугольную систему координат (рис. 53). В вершину прямого угла помещают тот же компонент A (основу сплава), по сторонам (катетам) откладывают те же отрезки Ab_1 и Ac_2 , измеряющие концентрации компонентов B и C , и аналогичным образом находят фигуративную точку искомого сплава M . Всю же тройную систему $A - B - C$ изображать на плоскости прямоугольного треугольника не совсем удобно, поскольку масштаб для отсчета концентраций компонентов по гипотенузе BC (на рис. 53 она не показана) оказывается отличным от масштаба по катетам AB и AC .

Из рассмотренного свойства концентрационного треугольника (см. рис. 51) вытекает ряд особенностей состава разных групп тройных сплавов:

1. Все сплавы прямой, параллельной одной из сторон концентрационного треугольника, содержат постоянное количество того компонента, который находится в вершине треугольника против этой прямой. Так, сплавы прямой b_1b_2 , параллельной стороне $A - C$ (рис. 54), содержат постоянное количество компонента B , поскольку отрезки Ab_1 и Cb_2 для всех сплавов имеют одну и ту же длину. Прямые типа b_1b_2 называют *изоконцентра́тами*. Для всех сплавов прямой b_1b_2 характерно также постоянное суммарное содержание двух других компонентов A и C , так как $100\% - \%B = \%(A + C)$. Соотношение же между концентрациями компонентов A и C может изменяться в зависимости от того, где на прямой b_1b_2 находится фигуративная точка заданного сплава.

2. Все сплавы прямой, проходящей через одну из вершин концентрационного треугольника, содержат в постоянном отношении те компоненты, которые располагаются по обе стороны от этой прямой. Например, сплавы прямой Bm (см. рис. 54) характеризуются постоянным отношением концентраций компонентов C/A . Если в сплаве M_1 содержание компонентов A и C невелико (фигуративная точка сплава близка к вершине компонента B), то в сплаве M_2 оно значительно, однако отношение концентраций компонентов C/A в обоих сплавах остается одним и тем же ($M_1x_1/M_1y_1 = M_2x_2/M_2y_2$ или $Bx_1/By_1 = Bx_2/By_2$) и равным отношению C/A для двойного сплава $m(Cm/Am)$. Иными словами, добавление к сплаву m из системы $A - C$ третьего

компонента B не изменяет отношения концентраций компонентов A и C , а только уменьшает их суммарное количество.

3. Все сплавы, лежащие на высоте концентрационного треугольника, характеризуются одинаковым содержанием тех компонентов, которые располагаются по обе стороны от этой высоты. В частности, сплавы высоты Vd (см. рис. 54) содержат в одинаковых количествах компоненты A и C , поскольку сторона AC точкой d делится на равные отрезки $Ad = Cd$ (см. п. 2).

Для изображения фазовых равновесий в тройной системе $A - B - C$ при разных температурах к плоскости концентрационного треугольника восстанавливают перпендикулярную ось, вдоль которой откладывают значения температуры (рис. 55). Такая пространственная диаграмма состояния позволяет изображать фазовые равновесия в любом тройном сплаве и во всей системе $A - B - C$ в целом при разных температурах (естественно, при постоянном давлении). На плоскости концентрационного треугольника отсчитывают концентрации компонентов не только в сплавах, но и в различных фазах, которые существуют в этих сплавах.

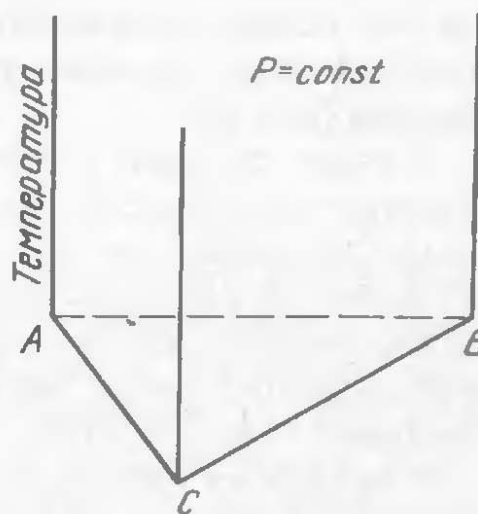


Рис. 55

Диаграммы состояния в координатах состав – температура для подавляющего большинства реальных тройных систем не построены, так как они обычно сложны и ими трудно пользоваться при анализе фазовых превращений в тройных сплавах (см. гл. 9 – 14). Вместо пространственных диаграмм состояния широкое распространение получили сечения этих диаграмм горизонтальными и вертикальными плоскостями – *изотермические* и *политермические* разрезы, а также прямоугольные проекции этих диаграмм состояния на плоскость концентрационного треугольника.

§ 33. Классификация тройных систем

Тройные системы более разнообразны по строению, чем двойные (см. гл. 2 – 6), но и их диаграммы состояния можно классифицировать по тем же признакам (см. рис. 1): сначала с учетом природы фаз, образующихся в твердом состоянии, затем – вариантности преобладающего фазового равновесия, в котором участвуют твердые раство-

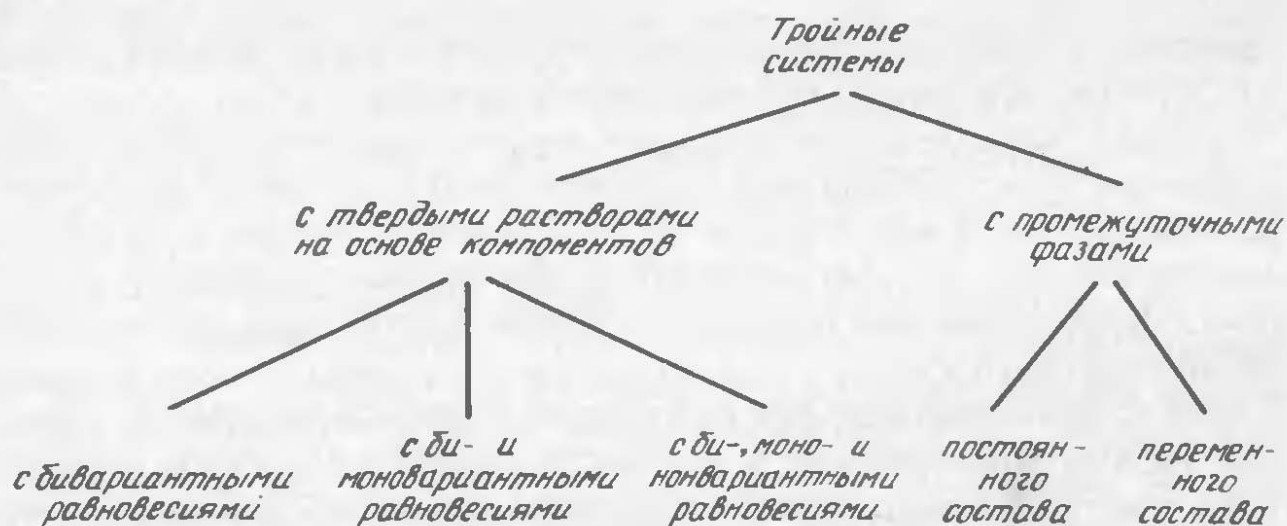


Рис. 56

ры на основе компонентов, и характера протяженности областей гомогенности промежуточных фаз на плоскости изотермического разреза (рис. 56).

В итоге, системы с твердыми растворами можно разделить на три подгруппы систем с би-, би- и моно- и, наконец, би-, моно- и невариантными равновесиями, в которых могут участвовать и непрерывные, и граничные растворы. В системах с промежуточными фазами также возможно образование твердых растворов на основе компонентов и наблюдаются те же (по вариантности) фазовые равновесия, что и в системах первой группы.

В каждой из трех подгрупп систем с твердыми растворами можно выделить системы с характерными (преобладающими) равновесиями разных типов. Так, в системах с бивариантными равновесиями возможны следующие двухфазные равновесия: $Ж \rightleftharpoons \alpha$ — равновесие жидкого и твердого растворов; $\alpha_1 \rightleftharpoons \alpha_2$ — равновесие двух твердых растворов с одинаковой кристаллической структурой, но разного состава; $\alpha \rightleftharpoons \beta$ — равновесие двух твердых растворов разного состава и с разной структурой и $\alpha \rightleftharpoons \alpha'$ — равновесие неупорядоченного и упорядоченного твердых растворов, которые могут иметь и одинаковые, и разные составы и структуру. К этой же подгруппе систем можно отнести системы с равновесием двух жидких растворов разного состава $Ж_1 \rightleftharpoons Ж_2$, которое обычно предшествует одному из моновариантных (трехфазных) равновесий (см. ниже).

Во второй подгруппе можно выделить системы с одним из моновариантных равновесий: синтетическим $Ж_1 + Ж_2 \rightleftharpoons \alpha$, монотектическим $Ж_1 \rightleftharpoons Ж_2 + \beta$, перитектическим $Ж + \beta \rightleftharpoons \alpha$, метатектическим $\beta \rightleftharpoons Ж + \alpha$, эвтектическим $Ж \rightleftharpoons \alpha + \beta$, монотектоидным $\beta_1 \rightleftharpoons \beta_2 + \alpha$, эвтектоидным $\gamma \rightleftharpoons \alpha + \beta$ и, наконец, перитектоидным $\alpha + \beta \rightleftharpoons \gamma$.

Наконец, в третьей подгруппе выделим системы с одним из следующих *нонвариантных* (или четырехфазных) равновесий: синтектическим $J_1 + J_2 = \alpha + \beta$, монотектическим $J_1 = J_2 + \alpha + \beta$, перитектическим $J + \beta = \alpha + \gamma$, дважды перитектическим $J + \alpha + \beta = \gamma$, эвтектическим $J = \alpha + \beta + \gamma$, монотектоидным $\beta_1 = \beta_2 + \alpha + \gamma$, эвтектоидным $\gamma = \alpha + \beta + \delta$, перитектоидным $\alpha + \beta = \gamma + \delta$ и, наконец, дважды перитектоидным $\alpha + \beta + \gamma = \delta$.

В итоге, в зависимости от вариантности и характера фазовых равновесий можно выделить более двадцати различных типов тройных систем с твердыми растворами на основе компонентов. Если учесть, что во многих реальных тройных системах наблюдается не одно, а несколько разных (по характеру и вариантности) фазовых равновесий, общее число таких типов оказывается значительно больше.

Классификация тройных систем с промежуточными фазами рассмотрена в гл. 12 (§ 46).

Глава 9. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СИСТЕМ С БИВАРИАНТНЫМИ РАВНОВЕСИЯМИ

Бивариантное равновесие в тройных системах — это двухфазное равновесие (см. § 33). Диаграммы состояния тройных систем с двухфазными равновесиями так же разнообразны, как и диаграммы состояния двойных систем с аналогичными равновесиями (см. §§ 4–7). Наиболее важна для понимания многих типов тройных систем диаграмма состояния системы $A - B - C$ с бивариантным равновесием $J = \alpha$.

§ 34. Диаграмма состояния системы с непрерывными рядами жидких и твердых растворов

Тройная система $A - B - C$ с бивариантным равновесием $J = \alpha$ — это система, в которой образуются непрерывные жидкие и твердые растворы между всеми компонентами.

Условия образования непрерывных твердых растворов между тремя компонентами A , B и C качественно аналогичны условиям образования таких растворов двумя компонентами (см. § 4). Непрерывные ряды твердых растворов могут образовывать простые и полиморфные металлы, если одна из модификаций полиморфного металла изоструктурна двум другим металлам (или наоборот), а также все три изоструктурные модификации полиморфных металлов (см. гл. 13).

1. Диаграмма состояния

При отсутствии на кривых ликвидуса и солидуса в двойных системах $A - B$, $B - C$ и $A - C$ точек экстремума пространственная диаграмма состояния системы $A - B - C$ с бивариантным равновесием $Ж \rightleftharpoons \alpha$ выглядит несложно (рис. 57). Через кривые ликвидуса и солидуса двойных систем в этой диаграмме проходят поверхности ликвидуса и солидуса. Выше поверхности ликвидуса располагается объем ненасыщенных (относительно кристаллов) жидких растворов $Ж$, ниже поверхности солидуса — объем ненасыщенных (относительно жидкости) твердых α -растворов и между этими поверхностями — соответственно двухфазный объем $Ж + \alpha$, в котором жидкие и твердые α -растворы насыщены друг относительно друга. Названные поверхности обладают теми же свойствами, что кривые ликвидуса и солидуса в двойных системах (см. § 4).

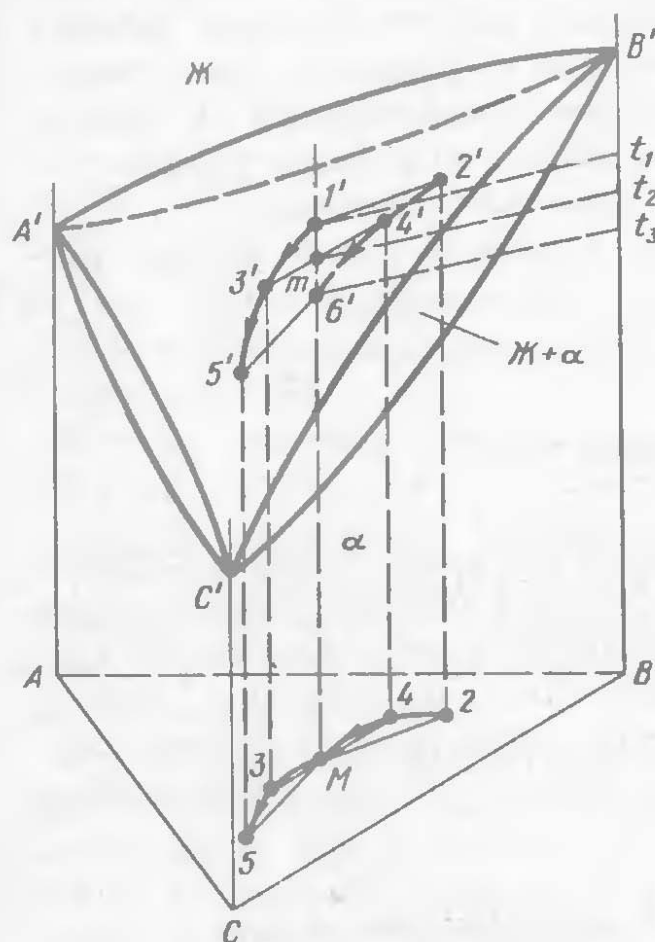


Рис. 57

Обычно поверхность ликвидуса выпуклостью обращена в сторону объема жидких растворов, а поверхность солидуса — наоборот, в сторону объема твердых α -растворов, хотя из этой закономерности возможны исключения.

2. Кристаллизация сплавов

Кристаллизация тройных α -растворов напоминает кристаллизацию аналогичных двойных сплавов (см. § 4), но отличается тем, что протекает в трехмерном пространстве диаграммы состояния (см. рис. 57). Следовательно, составы жидкости и кристаллов будут изменяться по пространственным кривым, расположенным на поверхностях ликвидуса и солидуса ($V = k - \phi + 1 = 3 - 2 + 1 = 2$).

Пусть в рассматриваемой системе $A - B - C$ самым тугоплавким

является компонент В, самым легкоплавким – компонент С, а компонент А имеет промежуточную температуру плавления, т.е. $t_{плВ} > t_{плА} > t_{плС}$. Кристаллизация сплава М начнется при температуре t_1 , когда его фигуративная точка (точка 1') окажется на поверхности ликвидуса, иными словами, когда жидкость Ж_{1'} станет насыщенной относительно α-кристаллов. Напомним, что для начала кристаллизации (как и любого другого фазового превращения) требуется некоторое переохлаждение сплава М ниже температуры t_1 , но этим мы пренебрегаем (см. гл. 2, § 4). Состав первых α-кристаллов, выделяющихся из жидкости Ж_{1'}, определится точкой 2', расположенной на поверхности солидуса. На плоскости концентрационного треугольника составы жидкости и кристаллов в начальный момент кристаллизации изобразятся соответственно точками М и 2. Положение первой коноды 1'2' (или М2), таково, что она направлена в сторону самого тугоплавкого компонента, в нашем случае В. Другими словами, первые α-кристаллы в сплаве М должны быть обогащены компонентом, повышающим его температуру солидуса. Начальную стадию кристаллизации сплава М можно записать как $Ж_{1'} \xrightarrow{t_1} \alpha_2'$ (или $Ж_M \xrightarrow{t_1} \alpha_2$).

При понижении температуры ниже t_1 состав α-кристаллов не останется постоянным, а изменится по кривой 2'4'б', расположенной на поверхности солидуса. Состав же кристаллизующейся жидкости изменится по кривой 1'3'5', расположенной на поверхности ликвидуса. На плоскости концентрационного треугольника это будут кривые М35 и 24М. При некоторой промежуточной температуре t_2 в интервале кристаллизации жидкость Ж_{3'} окажется в равновесии с α_{4'}-кристаллами. Конода 3'4' обязательно проходит через фигуративную точку *m* сплава (на плоскости концентрационного треугольника – через точку М).

О степени (полноте) кристаллизации сплава М при температуре t_2 можно судить по правилу рычага. В нашем примере доли жидкости Ж_{3'}- и α_{4'}-кристаллов примерно равны ($m4'/3'4' = m3'/3'4'$ или $M4/34 = M3/34$). Следовательно, к рассматриваемому моменту сплав М закристаллизуется примерно наполовину.

Кристаллизация сплава М закончится при температуре t_3 , когда все кристаллы, изменив состав по кривой 2'4'б' в направлении от точки 2' к точке б', примут состав исходного сплава. В этот момент в сплаве, в соответствии с правилом рычага, исчезнут последние следы жидкости Ж₅. Конечную стадию кристаллизации сплава М можно записать как $Ж_5 \xrightarrow{t_3} \alpha_6'$ (или $Ж_5 \xrightarrow{t_3} \alpha_M$). При дальнейшем охлаждении до комнатной температуры в сплаве М не происходит фазовых превращений.

Весь процесс кристаллизации сплава М запишем как $Ж_{1' - 5'} \xrightarrow{t_1 - t_3}$

$\xrightarrow{t_1 - t_3} \alpha_{2'} - 6'$ (или $J_M - 5 \xrightarrow{t_1 - t_3} \alpha_2 - M$). На кривой охлаждения этот сплав имеет две критические точки (перегибы), отвечающие температурам начала и конца его кристаллизации.

Следует отметить, что кривые $1'3'5'$ и $2'4'6'$ на поверхностях ликвидуса и солидуса не лежат в какой-либо одной вертикальной плоскости, о чем свидетельствуют их проекции $M35$ и $24M$ на плоскости концентрационного треугольника. При кристаллизации сплава M конода, соединяющая фигуративные точки жидкости и α -кристаллов, сохраняя горизонтальное положение, перемещается в сторону более низких температур и поворачивается вокруг фигуративной прямой сплава. При этом одним концом конода "скользит" по поверхности ликвидуса, описывая кривую $1'3'5'$, а другим – по поверхности солидуса, описывая вторую кривую $2'4'6'$. Направление, в котором конода поворачивается вокруг фигуративной прямой сплава M , совпадает с направлением понижения температуры на поверхностях ликвидуса и солидуса, а последнее определяется температурами плавления (кристаллизации) компонентов A , B и C .

Аналогично сплаву M кристаллизуются другие сплавы этой системы.

3. Изотермические разрезы

Если пространственную диаграмму состояния рассечь несколькими горизонтальными плоскостями, параллельными плоскости концентрационного треугольника, то получим *изотермические* (или горизонтальные) разрезы.

Предположим, что в рассматриваемой системе компоненты A , B и C плавятся соответственно при 800, 1100 и 600 °С (рис. 58, а). Тогда изотермический разрез при 900 °С можно построить, как показано на рис. 58, б. Следы от сечения поверхностей ликвидуса и солидуса (кривые $a'b'$ и $c'd'$ в пространственной диаграмме и ab и cd на плоскости концентрационного треугольника) называют *изотермами* поверхностей ликвидуса и солидуса (или просто изотермами ликвидуса и солидуса). Очевидно, кривизна этих изотерм определяется кривизной поверхностей ликвидуса и солидуса. Обычно изотермы ликвидуса выпуклостью обращены в сторону области жидких растворов (как изотерма ab), а изотермы солидуса, наоборот, в сторону области α -растворов (как изотерма cd).

Все сплавы, расположенные на одной изотерме ликвидуса, начинают кристаллизоваться при одной и той же температуре. Например, кристаллизация сплавов, расположенных на изотерме ликвидуса ab (см. рис. 58, б), начинается при 900 °С, т.е. при температуре данной изотермы. Аналогично, все сплавы, расположенные на одной изотерме солидуса, заканчивают кристаллизацию при одной и той же темпера-

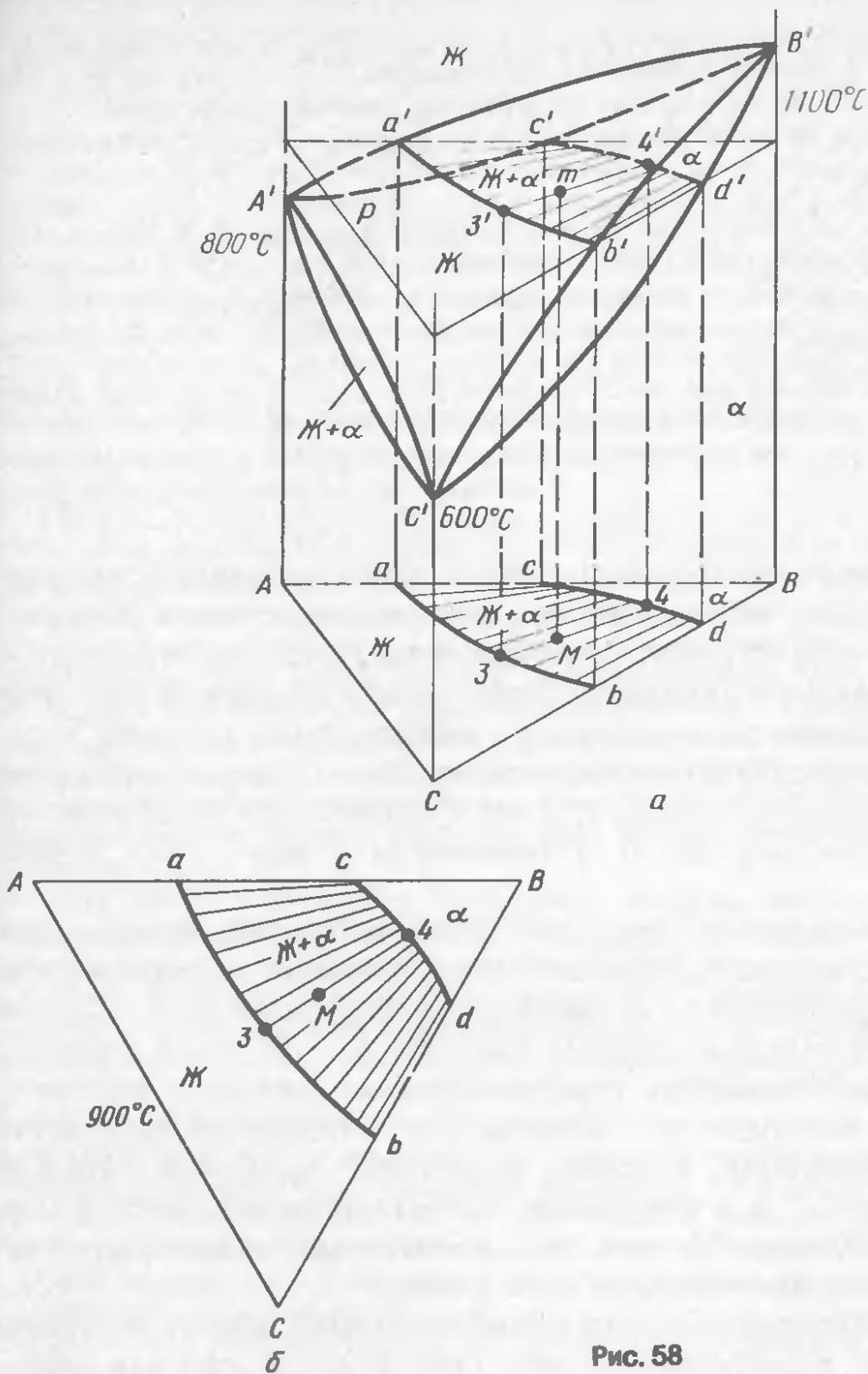


Рис. 58

туре. Так, кристаллизация сплавов, расположенных на изотерме солидуса cd (см. рис. 58, б), заканчивается при 900°C , и т.д. Из изложенного, однако, вовсе не следует, что сплавы с одной и той же температурой ликвидуса должны иметь одинаковые температуры солидуса и наоборот.

Обычно изотермы ликвидуса и солидуса проектируют на плоскость концентрационного треугольника, приписывая этим кривым соответ-

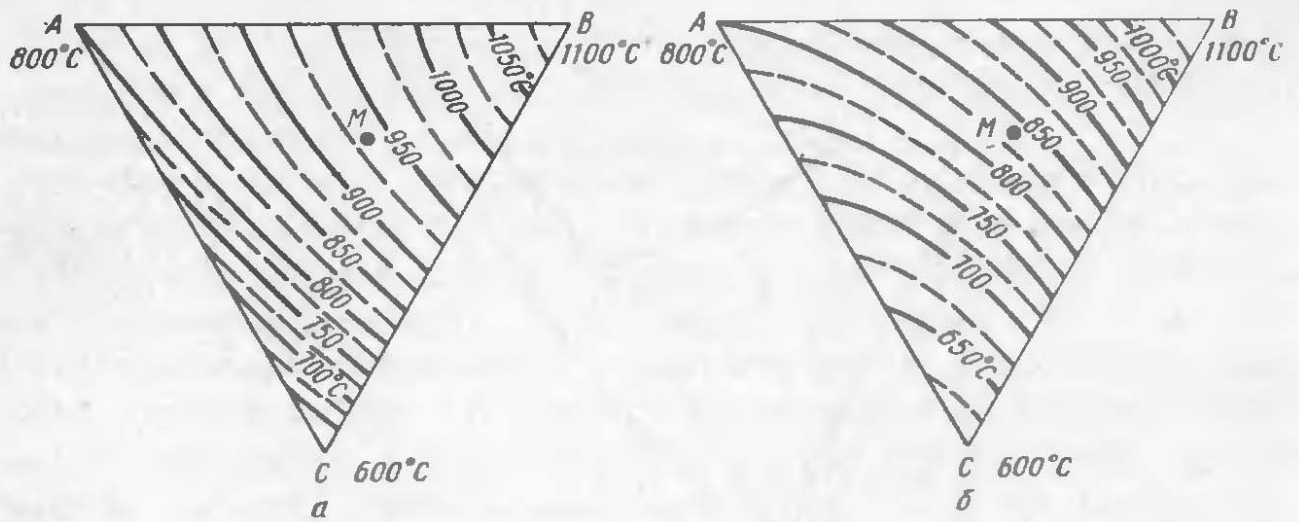


Рис. 59

ствующие температуры. В зависимости от числа изотермических разрезов (или их "шага" по температуре) число изотерм может быть различным. Чтобы избежать путаницы, изотермы ликвидуса и солидуса изображают отдельно – каждые на своем концентрационном треугольнике (рис. 59). Имея такие проекции поверхностей ликвидуса и солидуса, можно определить температуры начала и конца кристаллизации любого тройного сплава. Например, сплав M начинает кристаллизоваться при $\sim 935^\circ\text{C}$ (см. рис. 59, а), а заканчивает – при $\sim 830^\circ\text{C}$ (см. рис. 59, б), и т.д.

Изотермы ликвидуса и солидуса, построенные при одной и той же температуре, изображают также составы жидкости и α -кристаллов, находящихся в равновесии в сплавах двухфазной области $Ж + \alpha$. Для любого тройного сплава из области $abdc$ (см. рис. 58, б) на изотерме ликвидуса ab можно показать точку, изображающую состав жидкости, а на изотерме солидуса cd – вторую точку, изображающую состав α -кристаллов. Например, в сплаве M при 900°C состав жидкости изображает точка 3, а α -кристаллов – соответственно точка 4 (см. также рис. 57). Конода 34, соединяющая эти точки, обязательно проходит и через фигуративную точку этого сплава.

Как и в пространственной диаграмме состояния, коноду 34 можно принять за рычаг, а фигуративную точку сплава M – за его точку опоры. Тогда доли жидкости $Ж_3$ и α_4 -кристаллов в этом сплаве при 900°C определятся отношениями отрезков $M4/34$ и $M3/34$. Аналогичные коноды соединяют фигуративные точки равновесных фаз в других сплавах двухфазной области $Ж + \alpha$.

При построении конод в двухфазной области $Ж + \alpha$ неизбежно возникает вопрос об их относительном расположении.

Прежде всего отметим, что коноды для тройных сплавов типа M должны занимать промежуточные положения между "первой" конодой ac в двойной системе $A - B$ и "последней" конодой bd в системе $B - C$. В пределах двухфазной области

$J + \alpha$ коноды не пересекаются одна с другой. Каждой точке на изотерме ликвидуса ab отвечает вполне определенная точка на изотерме солидуса cd (см. рис. 58, б).

Исследуя геометрические свойства изотерм ликвидуса и солидуса, А.Б.Млодзеевский показал, что касательные к этим кривым не могут совпадать с конодами в двухфазной области $J + \alpha$, т.е. сами коноды не могут касаться изотерм. Отсюда следует, что изотермы ликвидуса ab и солидуса cd не могут касаться сторон AB и BC концентрационного треугольника соответственно в точках a и c , b и d , так как отрезки ac и bd на этих сторонах являются конодами для двойных сплавов.

Если коноды продолжить за изотерму солидуса cd в сторону тугоплавкого компонента B , то их продолжения не должны проходить через вершину концентрационного треугольника. Д.А.Петров показал, что если коноды будут совпадать с отрезками, проходящими через фигуративные точки двухфазных сплавов и вершину компонента B , то нарушится известное правило Д.П.Коновалова, согласно которому кристаллы всегда богаче жидкости тем компонентом, который повышает температуру солидуса сплава, т.е. компонентом B .

Из геометрической термодинамики следует, что коноды в двухфазной области $J + \alpha$ представляют собой линии *изоактивности* каждого из компонентов. Иными словами, коноды соединяют на изотермах ликвидуса и солидуса точки с одинаковыми значениями термодинамической активности каждого из компонентов в соседних однофазных областях J и α . Согласно *правилу секущих* М.Хиллерта, прямая, проведенная через любую вершину концентрационного треугольника (например, вершину компонента B), не может пересекать линию изоактивности этого компонента в пределах однофазных α -, J - и двухфазной $J + \alpha$ -областей более чем в одной точке. Отсюда следует, что эта прямая не может совпадать с конодами с двухфазной области $J + \alpha$. Другими словами, продолжения конод в сторону более тугоплавкого компонента B не должны проходить через вершину концентрационного треугольника (см. выше).

Как показал Г.М.Кузнецов, продолжения конод из двухфазной области $J + \alpha$ за изотерму солидуса cd в сторону тугоплавкого компонента B пересекают сторону AB или BC концентрационного треугольника в зависимости от соотношения коэффициентов распределения компонентов A и C в компоненте B . Напомним, что коэффициентом распределения компонента A (или C) в компоненте B называют отношение его концентраций в твердой и жидкой фазах, т.е. c_A^{α}/c_A^J . Если коэффициент распределения компонента A больше коэффициента распределения компонента C , то продолжения конод за изотерму солидуса будут пересекать сторону AB (на участке cb) и, наоборот, если коэффициент распределения компонента A меньше коэффициента распределения компонента C – сторону BC (на участке db).

Рассмотренные закономерности расположения конод в двухфазной области $J + \alpha$ носят качественный характер. О точном построении конод в этой области можно говорить лишь тогда, когда известны составы равновесных фаз в двухфазных сплавах. Составы же этих фаз можно определить экспериментально или рассчитать, если экспериментально построены (или рассчитаны теоретически) изотермы ликвидуса и солидуса.

Таким образом, *полностью построенный изотермический разрез* (изотермы ликвидуса и солидуса плюс коноды в двухфазной области $J + \alpha$) *позволяет определять не только составы равновесных фаз, но и их доли в любом тройном сплаве при заданной температуре*. Сведения о тройных сплавах, получаемые с помощью изотермических разрезов, аналогичны сведениям о двойных сплавах, получаемых из диаграмм состояния двойных систем. Разница между изотермическими разрезами и диаграммами состояния двойных систем состоит лишь в

том, что диаграмма состояния двойной системы позволяет судить о фазовых равновесиях в различных сплавах в широком интервале температур, а изотермический разрез тройной системы – лишь при одной температуре. Если такие сведения нужны при разных температурах, то строят несколько изотермических разрезов.

4. Политермические разрезы

Рассмотренные свойства изотермических разрезов особенно четко выявляются при их сравнении со свойствами *политермических* разрезов. Последние строят, рассекая пространственную диаграмму состояния вертикальными плоскостями (рис. 60).

Следы от сечения поверхностей ликвидуса и солидуса вертикальными поверхностями P_1 и P_2 , т.е. кривые $A'd'$, $e'f'$ и Ad_1 , e_1f_1 (рис. 61) называют соответственно кривыми ликвидуса и солидуса политермических разрезов Ad и ef . Важно отметить, что эти кривые изображают только температуры начала и конца кристаллизации тройных сплавов, расположенных на этих разрезах. Как и на диаграммах состояния двойных систем, интервал температур между этими кривыми называют

интервалом кристаллизации (или плавления). Все сплавы разрезов Ad и ef в интервале кристаллизации состоят из жидкости и α -кристаллов.

Подобно поверхностям ликвидуса и солидуса в пространственной диаграмме состояния (см. рис. 57), кривые ликвидуса и солидуса на политермических разрезах выпуклостью обычно (но не всегда) обращены соответственно в стороны областей жидких и твердых α -растворов.

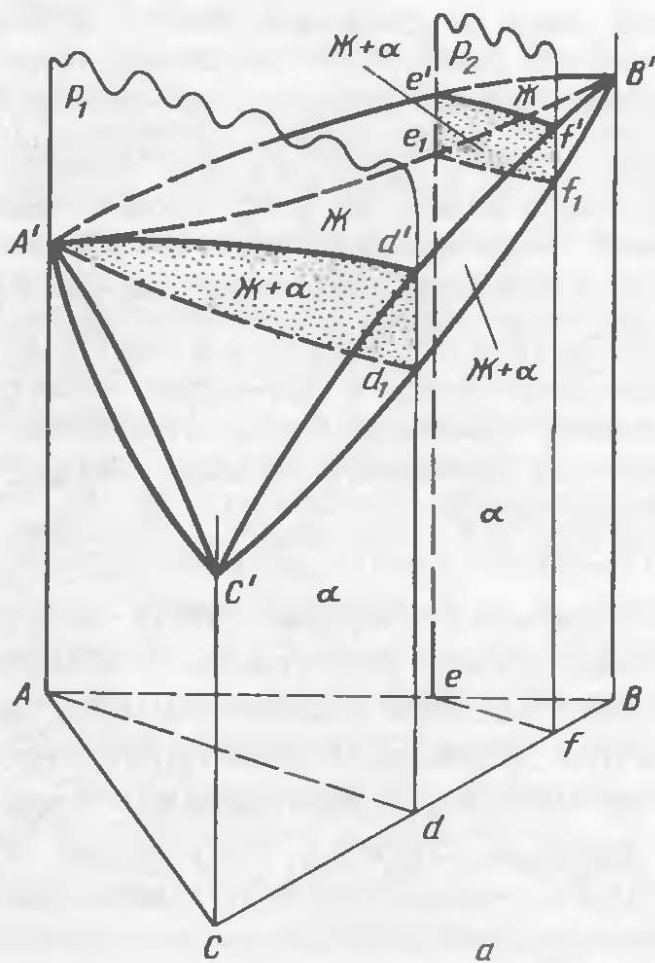


Рис. 60

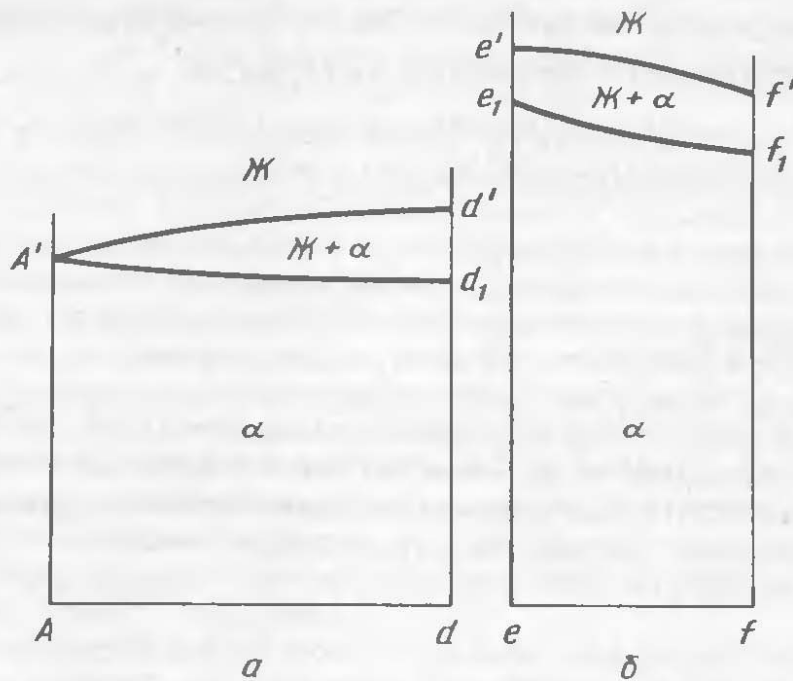


Рис. 61

Политермические разрезы Ad и ef внешне похожи на диаграммы состояния двойных систем $A - B$, $B - C$ или $A - C$, хотя двойные сплавы d , e и f в отличие от компонента A кристаллизуются (или плавятся) в интервале температур. Однако это сходство только внешнее. Политермические разрезы принципиально отличаются от диаграмм состояния двойных систем. Кривые ликвидуса и солидуса политермических разрезов в общем случае не изображают составов равновесных фаз в интервале кристаллизации. С помощью политермического разреза нельзя проследивать за изменениями составов жидкости и α -кристаллов в интервале кристаллизации заданного тройного сплава и определять доли этих фаз, поскольку точки, изображающие составы фаз, обычно не находятся в вертикальной плоскости политермического разреза. Политермические разрезы позволяют судить только о критических точках тройных сплавов, т.е. о температурах начала и конца различных фазовых превращений.

Политермические разрезы широко используют в металловедческой практике. Эти разрезы дополняют сведения о тройных сплавах, получаемые с помощью изотермических разрезов (см. выше). Особенно велика роль политермических разрезов в обосновании технологии производства сплавов, поскольку выбор оптимальных режимов плавки, литья, горячей деформации и термической обработки сплавов определяется знанием их критических точек.