

одной из конод, образующих линейчатую поверхность начала кристаллизации эвтектики $\alpha + \beta$.

При температурах ниже солидуса вертикальная плоскость разреза пересекает три поверхности сольвуса. Кривая $3'1$ является следом от сечения поверхности переменной растворимости компонента B в компоненте A (область $a_2aa_1a_3$), а кривые $4'2$ и $7'8$ — следами от сечения линейчатых поверхностей переменной растворимости компонента C в компонентах A и B (область a_1abb_1) и компонента A в компонентах B и C (область b_1bcc_1). Стоит также отметить, что горизонталь $4'7'$ представляет собой вырожденную четырехфазную область $Ж + \alpha + \beta + \gamma$.

§ 41. Диаграмма состояния системы с инвариантным перитектическим равновесием

1. Диаграмма состояния

Тройная система $A - B - C$ с инвариантным перитектическим равновесием $Ж_p + \alpha_a \rightleftharpoons \beta_b + \gamma_c$ образована двойными системами $A - C$ и $B - C$ эвтектического и системой $A - B$ перитектического типов (рис. 86) и сочетает в себе элементы строения предыдущих тройных систем с граничными растворами (см. §§ 38 - 40).

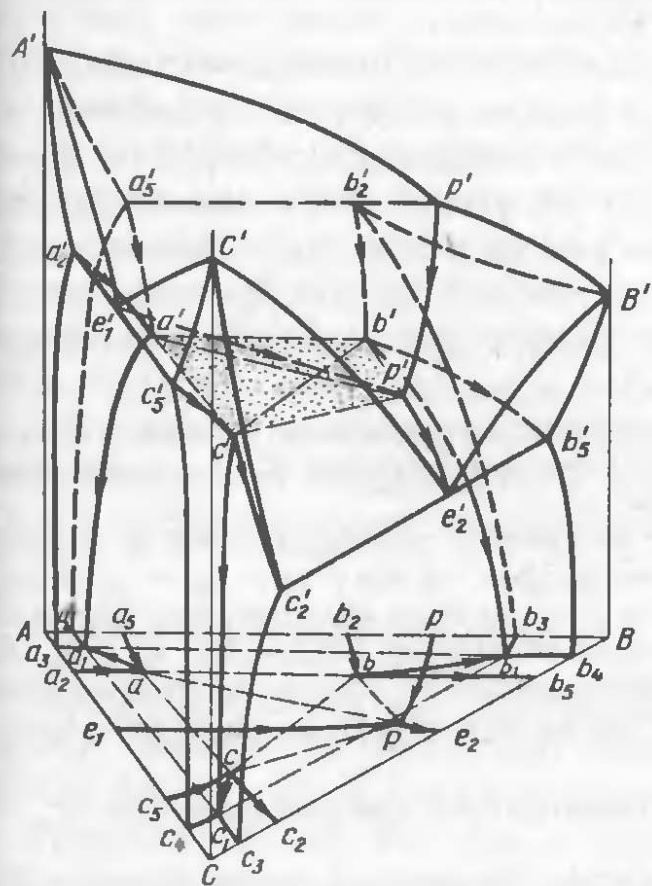


Рис. 86

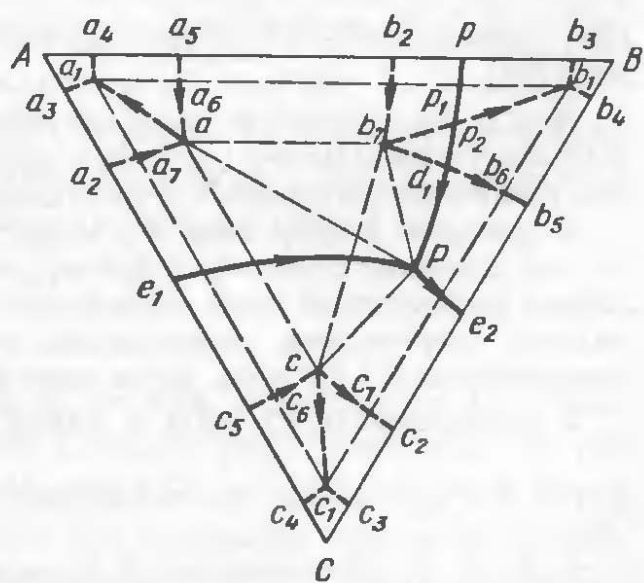


Рис. 87

Поверхность ликвидуса состоит из трех поверхностей $A'r'P'e'_1$, $B'r'P'e'_2$ и $C'e'_1P'e'_2$ начала кристаллизации α -, β - и γ -растворов, проектирующихся в области первичной кристаллизации $ArPe_1$, $BpPe_2$ и Ce_1Pe_2 (рис. 87). Названные поверхности пересекаются по трем моновариантным кривым. Кривые e'_1P и $P'e'_2$ изображают составы жидкости, участвующей в эвтектических равновесиях $Ж = \alpha + \gamma$ и $Ж = \beta + \gamma$, а кривая $r'P'$ – составы жидкости, участвующей в перитектическом равновесии $Ж + \alpha = \beta$. Точка P' , в которой сходятся кривые e'_1P' и $r'P'$ и начинается кривая $P'e'_2$, называется *перитектической*. При температуре t_p во всех сплавах четырехугольника $abPc$

наблюдается четырехфазное перитектическое равновесие $Ж_p + \alpha_a \xrightleftharpoons{t_p} \beta_b + \gamma_c$. На плоскость концентрационного треугольника кривые e'_1P' , $r'P'$, $P'e'_2$ и точка P' проектируются соответственно в линии e_1P , rP , Pe_2 и точку P (см. рис. 87).

Особенность перитектического равновесия при температуре t_p заключается в том, что фигуративная точка жидкости $Ж_p$ (точка P) лежит вне конодного треугольника abc , образованного твердыми α_a -, β_b - и γ_c -фазами. Этим оно отличается от эвтектического равновесия $Ж_E = \alpha_a + \beta_b + \gamma_c$, при котором фигуративная точка жидкости $Ж_E$ (точка E) располагается внутри треугольника abc , образованного твердыми α_a -, β_b - и γ_c -фазами (см. § 40). При кристаллизации сплавов перитек-

тическая реакция $Ж_p + \alpha_a \xrightarrow{t_p} \beta_b + \gamma_c$ протекает только "крест-накрест": при взаимодействии жидкости $Ж_p$ и α_a -кристаллов, расположенных на концах одной диагонали aP четырехугольника $abPc$, образуются β_b - и γ_c -кристаллы, расположенные на концах второй диагонали bc . Других вариантов быть не может, поскольку из жидкости $Ж_p$ и β_b -кристаллов нельзя "получить" α_a - и γ_c -кристаллы или из жидкости $Ж_p$ и γ_c -кристаллов – α_a - и β_b -кристаллы (нарушается материальный баланс по компонентам).

Иногда это равновесие называют *перитектико-эвтектическим*, поскольку при его смещении вправо можно говорить о кристаллизации эвтектики $\beta + \gamma$ и одновременном растворении в жидкости α -кристаллов.

В принципе жидкая фаза $Ж_p$ может вступать во взаимодействие не с одной α -, а с двумя, например α_a - и β_b -твердыми фазами, т.е. $Ж_p + \alpha_a + \beta_b = \gamma_c$. В этом случае фигуративная точка образующейся γ_c -фазы будет располагаться внутри конодного треугольника, образованного тремя исходными фазами $Ж_p$, α_a и β_b . По предложению Д.А.Петрова, такое равновесие называют *дважды перитектическим*.

В зависимости от того, в какой части четырехугольника $abPc$ находится фигуративная точка сплава, перитектическая реакция $Ж_p + \alpha_a \xrightarrow{t_p} \beta_b + \gamma_c$ заканчивается по-разному. В сплавах треугольника abc эта реакция завершается исчезновением жидкости $Ж_p$ (т.е. с остатком

α_2 -кристаллов), в сплавах треугольника bPc – наоборот, исчезновением α_2 -кристаллов (т.е. с остатком жидкости J_p , из которой при понижении температуры по кривой Pe_2 кристаллизуется эвтектика $\beta + \gamma$) и, наконец, в сплавах диагонали bc – одновременным исчезновением жидкости J_p и α_2 -кристаллов (аналогия с перитектической реакцией $J_p + \alpha_2 \rightarrow \beta_{b_2}$ в сплавах двойной системы $A - B$).

Поверхность солидуса имеет сложное строение. Она состоит (см. рис. 86) из трех поверхностей $A'a'_2a'a'_5$, $B'b'_2b'b'_5$ и $C'c'_2c'c'_5$ конца кристаллизации α -, β - и γ -растворов, трех линейчатых поверхностей $a'_2a'c'c'_5$, $c'_2c'b'b'_5$ и $a'_5a'b'b'_2$ (первые две отвечают температурам конца кристаллизации эвтектик $\alpha + \gamma$ и $\beta + \gamma$, а последняя – температурам конца перитектической реакции $J + \alpha \rightarrow \beta$ с исчезновением жидкости) и, наконец, плоскости треугольника $a'b'c'$ (часть затемненного четырехугольника $a'b'P'c'$), в сплавах которого перитектическая реакция $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ заканчивается исчезновением жидкости J_p (см. выше). На плоскость концентрационного треугольника (см. рис. 87) поверхности конца кристаллизации α -, β - и γ -растворов проектируются в области Aa_2aa_5 , Bb_2bb_5 и Cc_2cc_5 , линейчатые поверхности конца кристаллизации эвтектик $\alpha + \gamma$ и $\beta + \gamma$ и перитектической реакции $J + \alpha \rightarrow \beta$ (с исчезновением жидкости) – в области a_2acc_5 , c_2cbb_5 и a_5abb_2 , а плоскость треугольника $a'b'c'$ – в треугольник abc .

Между поверхностями ликвидуса и солидуса располагаются промежуточные линейчатые поверхности $a'_2a'P'e'_1$ и $e'_1P'c'c'_5$, $b'_5b'P'e'_2$ и $e'_2P'c'c'_2$, отвечающие температурам начала кристаллизации эвтектик $\alpha + \gamma$ и $\beta + \gamma$. Температурам начала и конца перитектической реакции $J + \alpha \rightarrow \beta$ (с исчезновением α -кристаллов) отвечают еще две линейчатые поверхности $p'P'a'a_5$ и $p'P'b'b_2$. На плоскость концентрационного треугольника поверхности начала кристаллизации эвтектик $\alpha + \gamma$ и $\beta + \gamma$ проектируются в области a_2aPe_1 и e_1Pcc_5 , b_5bPe_2 и e_2Pcc_2 , а поверхности начала и конца перитектической реакции (с исчезновением α -кристаллов) – соответственно в области pPa_5 и $pPbb_2$.

Что касается поверхностей и кривых сольвуса, то они принципиально не отличаются от поверхностей и кривых сольвуса в предыдущей системе с нонвариантным эвтектическим равновесием (см. § 40).

2. Фазовые превращения в сплавах

Однофазную структуру граничных α -, β - или γ -растворов при комнатной температуре сохраняют лишь сплавы, расположенные в областях $Aa_3a_1a_5$, $Bb_3b_1b_5$ и $Cc_3c_1c_5$ (см. рис. 87).

Однофазными при высоких, а затем двухфазными при низких температурах в результате вторичной кристаллизации становятся сплавы, расположенные в областях $a_5a_6a_1a_4$ и $a_2a_7a_1a_3$, $b_5b_6b_1b_4$ и $b_2b_7b_1b_3$,

$C_5C_6C_1C_4$ и $C_2C_7C_1C_3$. Например, сплавы областей $C_5C_6C_1C_4$ и $C_2C_7C_1C_3$ заканчивают кристаллизацию как γ -растворы, а при охлаждении в твердом состоянии (ниже поверхностей сольвуса $C_2C_6CC_1C_3$ и $C_4C_7CC_1C_5$) в их структуре появляются соответственно вторичные α - или β -кристаллы. Все названные сплавы (за исключением сплавов области $b_2b_7p_1p$) на кривых охлаждения имеют по три критические точки. Сплавы области $b_2b_7p_1p$ имеют по пять критических точек, так как в них β -раствор образуется по перитектической реакции $Ж + \alpha \rightarrow \beta$, а ей предшествует первичная кристаллизация α -раствора (см., например, кривую

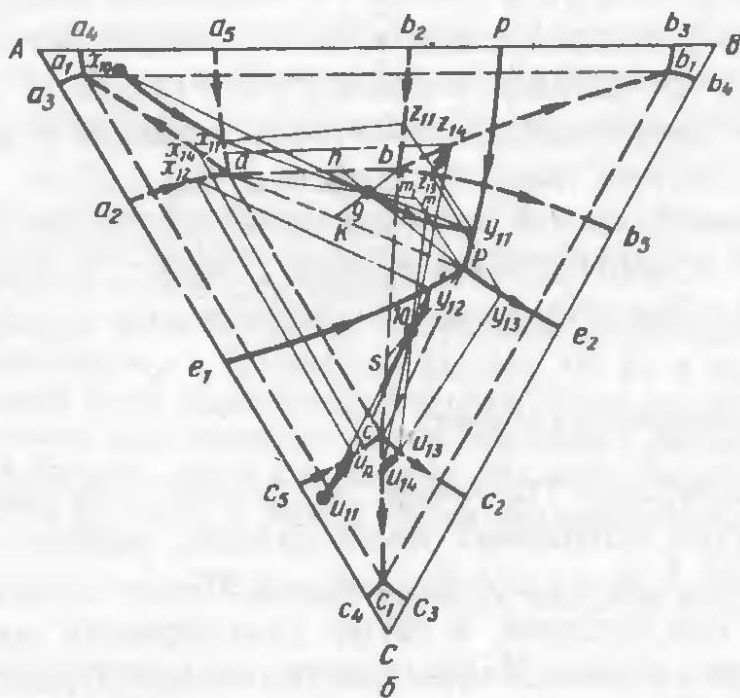
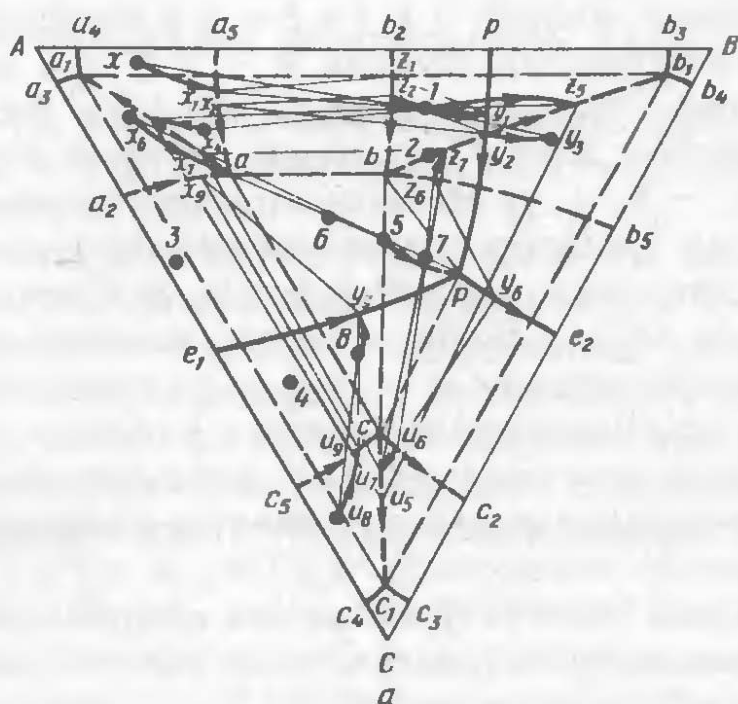
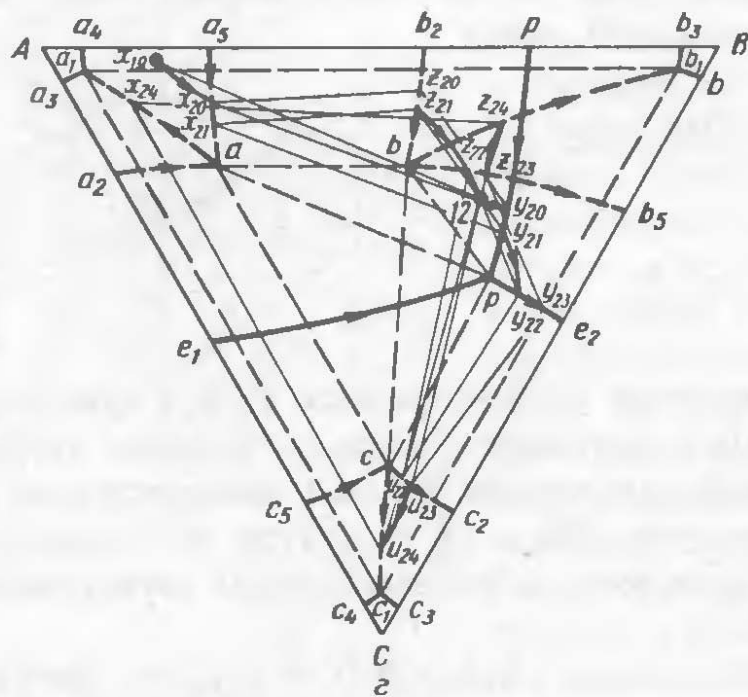
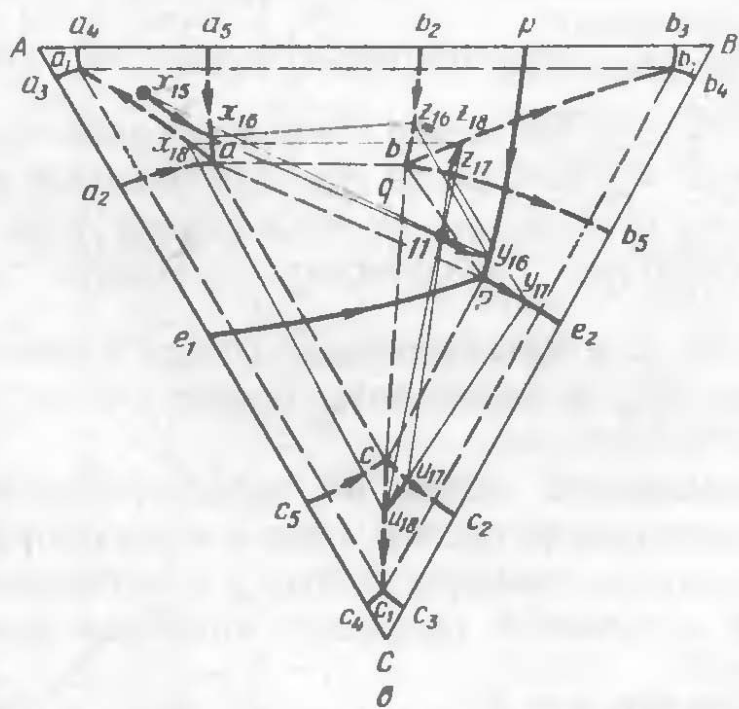


Рис. 88

охлаждения сплава 4 из системы с моновариантным перитектическим равновесием на рис. 77).

Также однофазными заканчивают кристаллизацию, а затем становятся двух- и трехфазными при низких температурах сплавы, расположенные в областях aa_1a_6 и aa_1a_7 , bb_1b_6 и bb_1b_7 , cc_1c_6 и cc_1c_7 (см. рис. 87). Например, сплавы области aa_1a_6 заканчивают кристаллизацию как α -растворы. При охлаждении в твердом состоянии (ниже поверхности сольвуса $a_5a_6aa_1a_4$) из α -раствора сначала выделяются вторичные β -, а затем (ниже линейчатой поверхности сольвуса a_1abb_1) –



Продолжение рис. 88

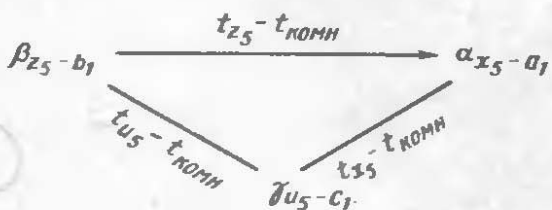
вторичные γ -кристаллы (см. также фазовые превращения в сплаве 4 из системы с нонвариантным эвтектическим равновесием – § 40). На кривых охлаждения сплавы областей aa_1a_6 и aa_1a_7 , cc_1c_6 и cc_1c_7 , $p_1b_1p_2$ и $d_1p_2b_1b_6$ имеют по четыре критические точки, а сплавы областей $bp_2p_1b_7$ и bp_2d_1 – по шесть критических точек, так как в них β -раствор образуется по перитектической реакции $Ж + \alpha \rightarrow \beta$, а ей предшествует первичная кристаллизация α -раствора. В качестве примера рассмотрим фазовые превращения в сплаве 1 из области $bp_2p_1b_7$ (рис. 88, а).

Первичную кристаллизацию в этом сплаве можно записать как $Ж_{y_1 - y_1} \xrightarrow{t_1 - t_{y_1}} \alpha_{x_1 - x_1}$, а перитектическую реакцию – как $Ж_{y_1 - y_2} + \alpha_{x_1 - x_2} \xrightarrow{t_{y_1} - t_{y_2}} \beta_{z_1 - z_2}$. Поскольку эта реакция заканчивается исчезновением первичных α_{x_2} -кристаллов, то из оставшейся жидкости $Ж_{y_2}$ (ее доля определится отношением отрезков $1z_2/y_2z_2$) при дальнейшем понижении температуры продолжают выпадать β -кристаллы:

$Ж_{y_2 - y_3} \xrightarrow{t_{y_2} - t_{y_3}} \beta_{z_2 - 1}$. Кристаллизация сплава 1 закончится, когда исчезнет жидкость $Ж_{y_3}$, а β -кристаллы примут состав точки 1, т.е. исходного сплава.

Дальнейшее охлаждение сплава не сопровождается какими-либо фазовыми превращениями до тех пор, пока его фигуративная точка не окажется на поверхности сольвуса $b_2bb_1b_3$. При температурах ниже этой поверхности в сплаве 1 протекает вторичная кристаллизация,

которую можно записать как $\beta_{1 - z_5} \xrightarrow{t_1 - t_{z_5}} \alpha_{x_4 - x_5}$ (выделение из β -вторичных α -кристаллов), а при температурах ниже линейчатой поверхности сольвуса a_1abb_1 – как



(совместное выделение из β -вторичных α - и γ -кристаллов, а также выделение из ранее выпавших вторичных α -также вторичных γ -кристаллов). На кривой охлаждения сплав 1 действительно имеет шесть критических точек (рис. 89), а по структуре не отличается от сплава 4 из предыдущей системы с нонвариантным эвтектическим равновесием (см. рис. 83, а).

Если в областях $a_1a_6aa_7$, $b_1p_1p_2d_1b_6$ и $c_1c_6cc_7$ фигуративные точки сплавов располагаются на кривых aa_1 , p_1b_1 и cc_1 , то при комнат-

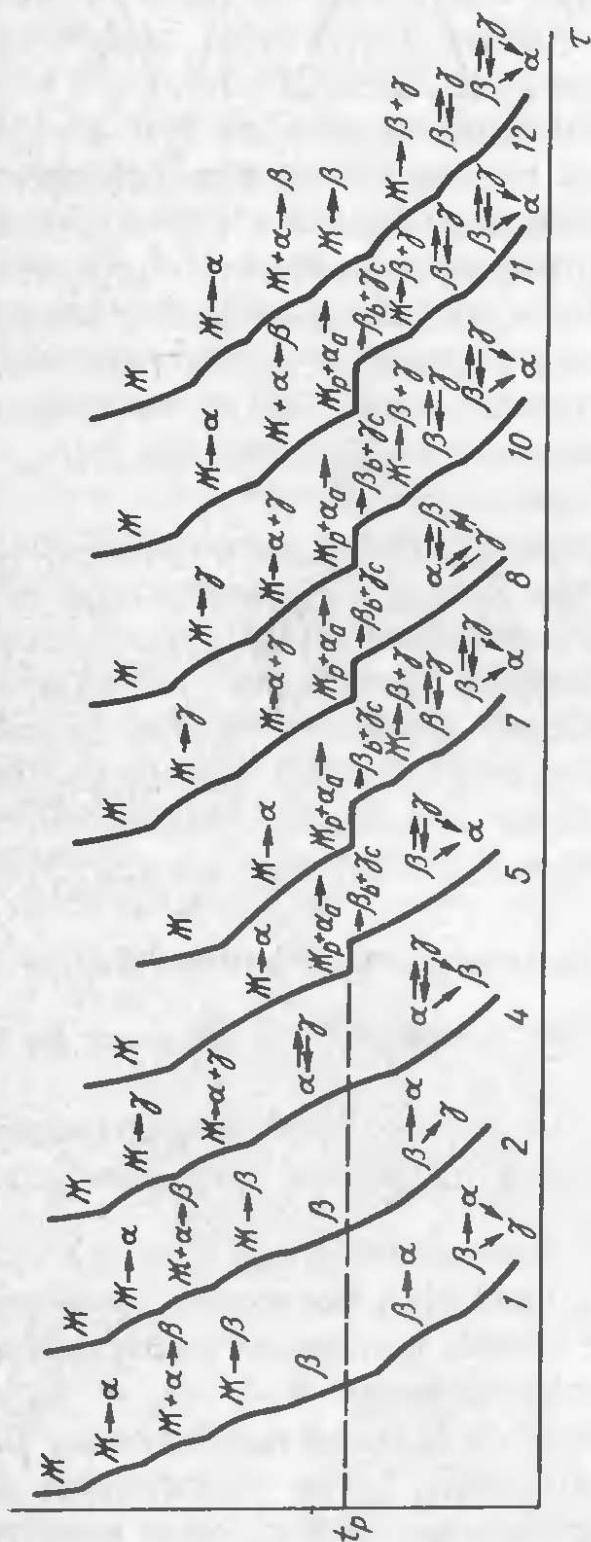


Рис. 89

ной температуре такие сплавы также имеют трехфазную структуру $\alpha + \beta + \gamma$, а на кривых охлаждения — всего по три критических точки. Особенность этих сплавов состоит в том, что выделение вторичных кристаллов двух видов из α -, β - или γ -раствора начинается при одной и той же температуре.

Аналогично вторичная кристаллизация протекает в сплавах области $bb_7p_1p_2d_1$, расположенных на кривой bp_2 (см. рис. 87). От рассмотренного выше сплава 1 эти сплавы отличаются тем, что имеют не по шесть, а по пять критических точек (см., например, кривую охлаждения сплава 2 на рис. 89).

Двухфазные при комнатной температуре сплавы областей $a_2a_7c_6c_5$ и $b_5b_6c_7c_2$ помимо первичных α -, β - или γ -кристаллов содержат эвтектику $\alpha + \gamma$ или $\beta + \gamma$, а также вторичные кристаллы твердых растворов, образующих соответствующую эвтектику. Например, в сплаве 3 (см. рис. 88, а) можно назвать следующие структурные составляющие: первичные α -кристаллы, эвтектика $\alpha + \gamma$ и вторичные γ - и α -кристаллы и т.д. Кристаллизация сплавов области $a_2a_7c_6c_5$ заканчивается при температурах более высоких, а сплавов области $b_5b_6c_7c_2$ — наоборот, более низких, чем t_p . При переходе из жидкого в твердое состояние и охлаждении до комнатной температуры эти сплавы претерпевают

те же превращения, что и аналогичные сплавы из системы с моновариантным эвтектическим равновесием (см., например, сплав 3 и его кривую охлаждения на рис. 71 с тремя критическими точками).

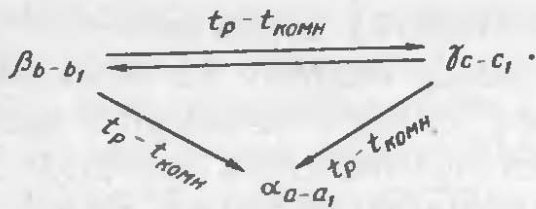
Если фигуративные точки сплавов в областях $a_2a_7c_6c_5$ и $b_5b_6c_7c_2$ располагаются на эвтектических кривых e_1P и Pe_2 , то такие сплавы имеют по две критические точки (в сплавах отсутствуют первичные кристаллы).

В сплавах области $a_5a_6b_7b_2$ перитектическая реакция $Ж + \alpha \rightarrow \beta$ заканчивается исчезновением жидкости, поэтому в твердом состоянии они также двухфазные $\alpha + \beta$, но помимо первичных α - и β -кристаллов, образовавшихся по перитектической реакции, содержат вторичные β - и α -кристаллы. Фазовые превращения в этих сплавах не отличаются от превращений в аналогичных сплавах системы с моновариантным перитектическим равновесием (см. сплав 2 на рис. 76, а). На кривых охлаждения сплавы области $a_2a_7b_6b_2$, как и областей $a_4a_6c_6c_2$ и $b_4b_7c_7c_4$, имеют по три критические точки.

Аналогично предыдущим кристаллизуются сплавы областей a_7acc_6 , a_6abb_7 и $b_6d_1Pcc_7$ (см. рис. 87), но при комнатной температуре они оказываются трехфазными $\alpha + \beta + \gamma$ в результате еще одного превращения в твердом состоянии. На кривых охлаждения эти сплавы имеют не по три, а по четыре критические точки (см. кривую охлаждения сплава 4 на рис. 89). По структуре эти сплавы принципиально не отличаются от аналогичных сплавов из системы с невариантным эвтектическим равновесием (см., например, структуру сплава 5 на рис. 83, б).

В сплавах четырехугольника $abPc$ помимо рассмотренных фазовых превращений протекает перитектическая реакция $Ж_P + \alpha_a \xrightarrow{t_P} \beta_b + \gamma_c$.

Сплав 5 (см. рис. 88, а) отвечает точке пересечения диагоналей aP и bc четырехугольника $abPc$, поэтому первичная кристаллизация в этом сплаве ($Ж_{5-p} \xrightarrow{t_5 - t_P} \alpha_{x_6 - a}$) заканчивается при температуре t_P двухфазным равновесием $Ж_P \rightleftharpoons \alpha_a$. Доли этих фаз можно измерить отношениями отрезков $5a/aP$ и $5P/aP$. Только при таком соотношении количеств исходных фаз перитектическая реакция $Ж_P + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ протекает с их одновременным и полным исчезновением. По окончании перитектической реакции в сплаве 5 при температуре t_P в равновесии оказываются β_b - и γ_c -кристаллы, доли которых измеряются соответственно отношениями отрезков $5c/bc$ и $5b/bc$. Поскольку β_b - и γ_c -кристаллы оказываются насыщенными не только друг относительно друга, но и относительно α_a -кристаллов, то при понижении температуры протекает вторичная кристаллизация, которую можно записать как



При комнатной температуре равновесие всех α_{a_1} , β_{b_1} и γ_{c_1} -кристаллов изобразится конодным треугольником $a_1b_1c_1$.

Кривая охлаждения сплава 5 с двумя критическими точками (нижняя – горизонтальная площадка при температуре t_p) показана на рис. 89. Под микроскопом в этом сплаве видна (рис. 90, а) напоминающая эвтектику "смесь" β и γ -кристаллов, образовавшихся по перитектической реакции, а внутри них и по их границам – выделения вторичных α -, β и γ -кристаллов.

С одновременным исчезновением исходных жидкости J_p и α_a -кристаллов перитектическая реакция $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ протекает также во всех сплавах, расположенных на диагонали bc четырехугольника $abPc$.

Если фигуративная точка сплава располагается в треугольнике abc , то перитектическая реакция $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ заканчивается исчезновением жидкости J_p , т.е. с остатком α_a -кристаллов. Например, в сплаве 6, расположенном на диагонали aP четырехугольника $abPc$ (см. рис. 88, а), при температуре t_p в равновесии оказываются жидкость J_p и первичные α_a -кристаллы, но доля жидкости J_p меньше ($6a/aP < 5a/aP$), а α_a -кристаллов – наоборот, больше ($6P/aP > 5P/aP$),

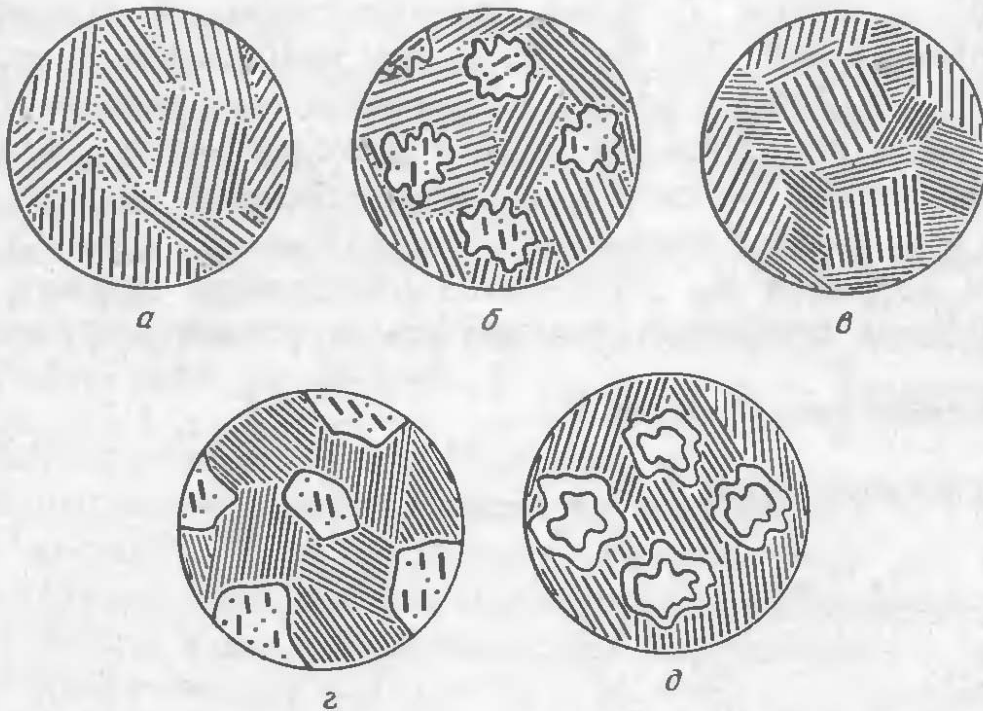
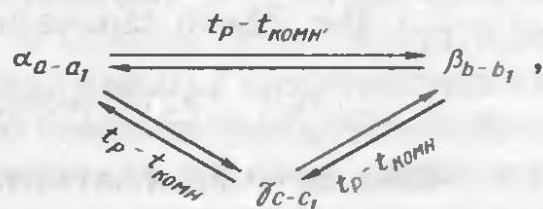


Рис. 90

чем требуется для их полного расходования на образование β_b и γ_c -кристаллов (как в сплаве 5 – см. выше). Поэтому по окончании перитектической реакции $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ сплав 6 оказывается трехфазным $\alpha_a + \beta_b + \gamma_c$. Доля оставшихся α_a -кристаллов определится отношением отрезков $65/a5$. При охлаждении до комнатной температуры в сплаве протекает вторичная кристаллизация:

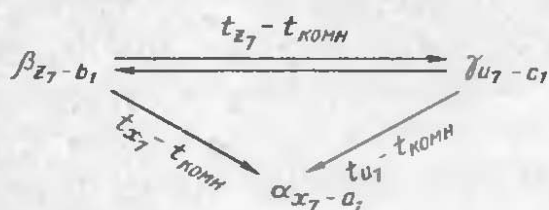


а на кривой охлаждения он имеет (как и предыдущий сплав 5) две критические точки. По структуре сплав 6 (рис. 90, б) отличается от сплава 5 тем, что в нем больше α -кристаллов, поскольку они не все расходуются по перитектической реакции $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ на образование β - и γ -кристаллов.

Если фигуративная точка сплава располагается в треугольнике bPc , то перитектическая реакция $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ заканчивается, наоборот, исчезновением α_a -кристаллов, т.е. с остатком жидкости J_p . При дальнейшем понижении температуры из этой жидкости по эвтектической кривой Pe_2 выделяется эвтектика $\beta + \gamma$. Кристаллизация таких сплавов заканчивается при температурах ниже t_p (но выше t_{e_2}) на линейчатой поверхности b_5bc_2 , а при более низких температурах протекает вторичная кристаллизация.

Например, в сплаве 7, также расположенном на диагонали aP четырехугольника $abPc$ (см. рис. 88, а), при температуре t_p доля жидкости J_p больше ($7a/aP > 5a/aP$), а α_a -кристаллов – меньше ($7P/aP < 5P/aP$), чем их требуется для полного расходования на образование β_b и γ_c -кристаллов. По окончании перитектической реакции $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ сплав 7 оказывается трехфазным $J_p + \beta_b + \gamma_c$. Доля оставшейся жидкости J_p определится отношением отрезков $57/5P$. При дальнейшем понижении температуры в сплаве протекают сле-

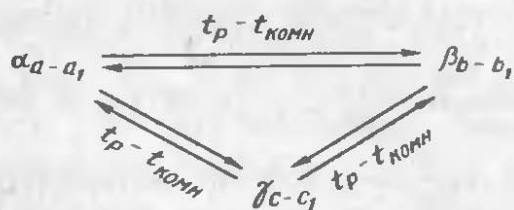
дующие фазовые превращения: $J_p - y_6 \xrightarrow[t_{z_6} - t_{z_7}]{t_p - t_{y_6}} \beta_b - z_6 + \gamma_c - u_6$ (эвтектическая кристаллизация), $\beta_{z_6 - z_7} \xleftrightarrow{\hspace{2cm}} \gamma_{u_6 - u_7}$ и



(две стадии вторичной кристаллизации). Кривая охлаждения сплава 7 с четырьмя критическими точками показана на рис. 89. По структуре этот сплав напоминает сплав 5, но отличается от него тем, что помимо β - и γ -кристаллов перитектического происхождения он содержит аналогичную по фазовому составу эвтектику $\beta + \gamma$ (рис. 90, в).

Фигуративная точка сплава 8 (см. рис. 88, а) располагается в области Se_1Pe_2 первичной кристаллизации γ -раствора, попадая также в треугольник abc . Фазовые превращения в этом сплаве можно записать в

несколько стадий: $J_{y_9} - p \xrightarrow[t_y - t_p]{t_a - t_{y_9}} \gamma_{u_8} - u_9$ (первичная кристаллизация γ -раствора), $J_{y_9} - p \xrightarrow[t_p]{t_y - t_p} \alpha_{x_9} - a + \gamma_{u_9} - c$ (кристаллизация эвтектики $\alpha + \gamma$), $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ (перитектическая реакция, заканчивающаяся исчезновением жидкости J_p) и



(вторичная кристаллизация). От пре-

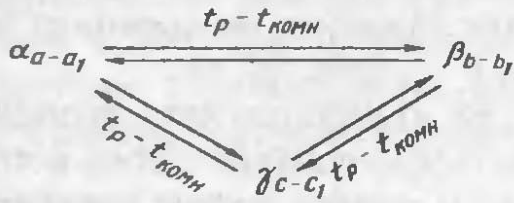
дыдущих сплавов 5 – 7 этот сплав отличается тем, что в ходе перитектической реакции $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ жидкость J_p реагирует не с первичными (их нет), а с α -кристаллами из эвтектики $\alpha + \gamma$. На кривой охлаждения сплава 8 видны три критические точки (см. рис. 89), а в структуре – главным образом четыре структурные составляющие: первичные γ -кристаллы, превращенная эвтектика, в которой место α -кристаллов занимают β и γ -кристаллы, образовавшиеся по перитектической реакции, и вторичные α - и β -внутри первичных γ -кристаллов. Выделений вторичных β и γ -кристаллов на фоне превращенной эвтектики не видно, поскольку они "сливаются" с этой структурной составляющей, имеющей дисперсное строение.

Сплав 9 (см. рис. 88, б) от предыдущего сплава 8 отличается тем,

что в нем выпадают первичные α -кристаллы ($J_9 - y_{11} \xrightarrow[t_9 - t_{y_{11}}]{t_9 - t_{y_{11}}} \alpha_{x_{10} - x_{11}}$), а перитектической реакции $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ предшествует еще

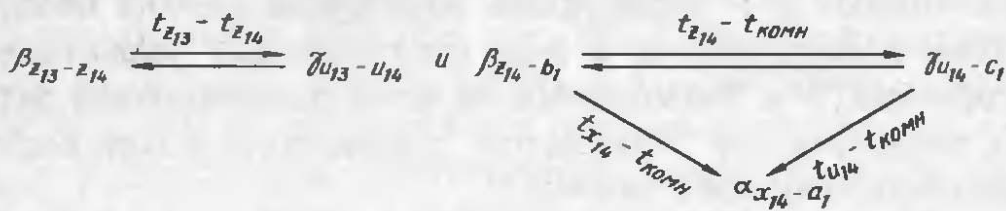
одна перитектическая реакция $J_{y_{11}} - p + \alpha_{x_{11}} - a \xrightarrow[t_{y_{11}} - t_p]{t_{y_{11}} - t_p} \beta_{z_{11}} - b$. В момент окончания первой реакции при температуре t_p в сплаве остаются жидкость J_p и α_a -кристаллы, необходимые для протекания второй реакции. Доли этих фаз можно измерить отношениями отрезков $9n/nP$ и $9m/ma$, а долю образовавшихся β_b -кристаллов – отношением $9k/kb$. Перитектическая реакция $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ закончится исчезновением жидкости J_p , так как фигуративная точка сплава 9 лежит

в треугольнике abc . Наконец, при охлаждении до комнатной температуры в сплаве протекает вторичная кристаллизация



На кривой охлаждения сплав 9 имеет три критические точки. Характерная особенность его структуры (рис. 90, д) – наличие ободков β -кристаллов вокруг первичных α -кристаллов (т.е. совместное расположение β - и α -фаз) на фоне β - и γ -кристаллов, образовавшихся по перитектической реакции.

Фигуративная точка сплава 10 (см. рис. 88, б) располагается в треугольнике bPc . Как и в сплаве 8, в этом сплаве сначала выпадают первичные γ -кристаллы ($J_{10} - y_{12} \xrightarrow{t_{10} - t_{y_{12}}} \gamma_{u_{11}} - u_{12}$), затем – эвтектика $\alpha + \gamma$ ($J_{y_{12}} - p \xrightarrow{t_{y_{12}} - t_p} \alpha_{x_{12}} - a + \gamma_{u_{12}} - c$) и при температуре t_p протекает перитектическая реакция $J_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$ которая заканчивается исчезновением α_a -кристаллов (как в сплаве 7). Далее из оставшейся жидкости J_p (ее доля измеряется отношением отрезков $10P/SP$) выделяется эвтектика $\beta + \gamma$ ($J_p - y_{13} \xrightarrow{t_p - t_{y_{13}}} \beta_b - z_{13} + \gamma_c - u_{13}$). Кристаллизация сплава 10 (как и сплава 7) заканчивается на линейчатой поверхности $c_2 c b b_5$. Последующие фазовые превращения (вторичную кристаллизацию) можно записать как

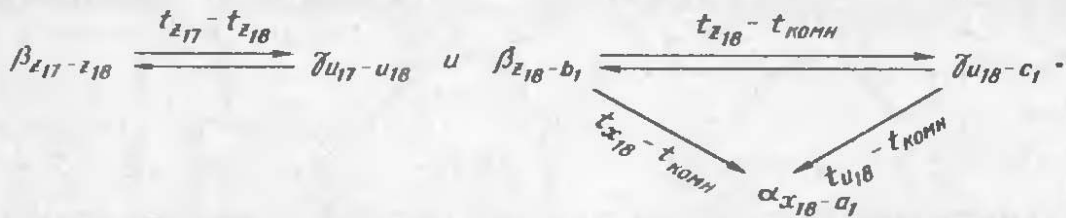


В итоге, на кривой охлаждения сплав 10 имеет пять критических точек (см. рис. 89). По структуре он напоминает сплав 8 (см. рис. 90, г), отличаясь от него лишь большим количеством β - и γ -кристаллов (за счет кристаллизации эвтектики $\beta + \gamma$).

Фазовые превращения в сплаве 11 (см. рис. 88, в) при высоких температурах повторяют превращения в сплаве 9 (см. выше). После выделения первичных α -кристаллов ($J_{11} - y_{16} \xrightarrow{t_{11} - t_{y_{16}}} \alpha_{x_{15}} - x_{16}$) в этом сплаве протекает первая ($J_{y_{16}} - p + \alpha_{x_{16}} - a \xrightarrow{t_{y_{16}} - t_p} \beta_{z_{16}} - b$), а за-

тем – вторая ($J_P + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$) перитектические реакции. Вторая реакция заканчивается исчезновением α_a -кристаллов, а из оставшейся жидкости J_P (ее доля измеряется отношением отрезков $11q/qP$) при дальнейшем понижении температуры выделяется эвтектика $\beta + \gamma$

($J_P - y_{17} \xrightarrow{t_P - t_{y17}} \beta_b - z_{17} + \gamma_c - u_{17}$). Кристаллизация этой эвтектики заканчивается на линейчатой поверхности c_2cbb_5 , а при охлаждении до комнатной температуры протекает вторичная кристаллизация:



На кривой охлаждения этот сплав имеет пять критических точек (см. рис. 89), а по структуре от сплава 7 (см. рис. 90, в) отличается только тем, что содержит β -кристаллы, образовавшиеся по перитектической реакции $J + \alpha \rightarrow \beta$.

Наиболее сложно кристаллизуются сплавы, расположенные в области bPd_1 , например, сплав 12 (см. рис. 88, з). По окончании первичной

кристаллизации ($J_{12} - y_{20} \xrightarrow{t_{12} - t_{y20}} \alpha_{x_{19}} - x_{20}$) в сплаве протекает пе-

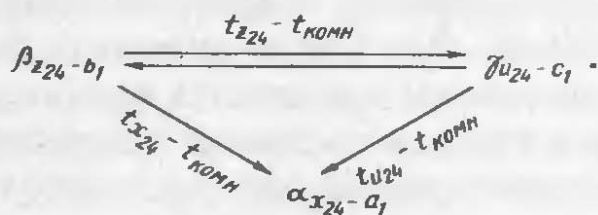
ритектическая реакция $J_{y_{20} - y_{21}} + \alpha_{x_{20} - x_{21}} \xrightarrow{t_{y20} - t_{y21}} \beta_{z_{20} - z_{21}}$, кото-

рая заканчивается исчезновением первичных $\alpha_{x_{21}}$ -кристаллов при температуре $t_{y_{21}}$, более высокой, чем t_P . Поскольку фигуративная точка сплава не лежит в четырехугольнике $abPc$, то в сплаве не протекает вторая перитектическая реакция $J_P + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$, а по исчезновении $\alpha_{x_{21}}$ -кристаллов продолжается кристаллизация β -раствора

($J_{y_{21} - y_{22}} \xrightarrow{t_{y21} - t_{y22}} \beta_{z_{21} - z_{22}}$) и эвтектики $\beta + \gamma$ ($J_{y_{22} - y_{23}} \xrightarrow{t_{y22} - t_{y23}}$

$\rightarrow \beta_{z_{22} - z_{23}} + \gamma_{u_{22} - u_{23}}$). Кристаллизация этого сплава заканчивается на линейчатой поверхности c_2cbb_5 . В твердом состоянии в сплаве протекает вторичная кристаллизация, две стадии которой можно

записать как $\beta_{z_{23} - z_{24}} \xrightleftharpoons{t_{z23} - t_{z24}} \gamma_{u_{23} - u_{24}}$ и



На кривой охлаждения сплав 12 имеет максимальное (по сравнению с предыдущими сплавами) число критических точек, равное шести (см. рис. 89), а по структуре принципиально не отличается от предыдущего сплава 11 (см. выше). Небольшие отличия связаны лишь с тем, что в нем отсутствуют β - и γ -кристаллы, образовавшиеся по перитектической реакции $Z_p + \alpha_a \rightarrow \beta_b + \gamma_c$.

Изотермические и политермические разрезы этой системы можно построить, пользуясь методиками, описанными при построении разрезов системы с моновариантным эвтектическим равновесием (см. § 38).

Глава 12. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СИСТЕМ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМИ ФАЗАМИ

Тройные системы с промежуточными фазами более разнообразны по сравнению с двойными системами из-за образования в них не только двойных, но и тройных промежуточных фаз как постоянного, так и переменного состава.

§ 42. Классификация тройных систем с промежуточными фазами

В основу классификации тройных систем с промежуточными фазами (рис. 91) положен известный признак — *мерность* (или *характер протяженности*) области гомогенности промежуточной фазы на плоскости изотермического разреза при заданной температуре (см. § 33). Независимо от кристалло-химической природы и условий образования промежуточных фаз этот признак позволяет выделить по меньшей мере десять подгрупп простейших тройных систем с различными промежуточными фазами. В реальных тройных системах обычно образуются промежуточные фазы разных типов, поэтому общее число комбинированных систем оказывается значительно больше.

Классификацию тройных систем с промежуточными фазами (см. рис. 91) можно продолжить на основе других признаков, например, характера плавления (или образования в твердом состоянии) и др.

Рассмотрение диаграмм состояния тройных систем с промежуточными фазами начнем с простейших систем, в которых взаимная растворимость компонентов в твердом состоянии практически отсутствует (или ею можно пренебречь), и промежуточные фазы имеют постоянный состав, т.е. выступают как определенные соединения. Оба допущения не противоречат термодинамике (см. § 9) и облегчают анализ фазовых превращений в сплавах, поскольку при кристаллизации составы твердых фаз не изменяются и в твердом состоянии не протекает вторичная кристаллизация. Такие идеализированные системы явля-

жидкости $Ж_{b_2}$ при температуре более высокой, чем t_S (или t_Q). В момент окончания этой реакции в равновесии оказываются жидкость $Ж_{a_2}$ и кристаллы соединения M , доли которых измеряются отношениями отрезков $5M/a_2M$ и $5a_2/a_2M$. По этой причине в сплаве 5 не протекает вторая синтетическая реакция. При дальнейшем понижении температуры из оставшейся жидкости выделяются кристаллы соединения $M(Ж_{a_2} - a_3 \xrightarrow{t_{a_2} - t_{a_3}} M)$, эвтектика $Ж_{a_3} - E_1 \xrightarrow{t_{a_3} - t_{E_1}} A + M$ и эвтектика $Ж_{E_1} \xrightarrow{t_{E_1}} A + M + C$. Кривая охлаждения сплава 5 с пятью критическими точками показана на рис. 136.

Наконец, в сплаве 6 при кристаллизации протекают следующие фазовые превращения: $Ж_6 - a_4 \xrightarrow{t_6 - t_{a_4}} C$ (первичная кристаллизация компонента C), $Ж_{a_4} - S \xrightarrow{t_{a_4} - t_S} Ж_{b_4} - Q + C$ (монотектическая реакция), $Ж_S + Ж_Q \xrightarrow{t_S} M + C$ (синтетическая реакция, оканчивающаяся, как и в сплаве 3, исчезновением жидкой фазы $Ж_Q$), $Ж_S - E_1 \xrightarrow{t_S - t_{E_1}} M + C$ и $Ж_{E_1} \xrightarrow{t_{E_1}} A + M + C$ (кристаллизация двойной и тройной эвтектик). На кривой охлаждения этот сплав имеет четыре критические точки (см. рис. 136).

3. Изотермические и политермические разрезы

Изотермические и политермические разрезы этой системы мало чем отличаются от разрезов системы с двойным конгруэнтно плавящимся соединением (см. § 43), поэтому мы их не рассматриваем.

В отличие от квазибинарного разреза $M - C$ в названной системе (см. рис. 93), политермический разрез $M - C$ в рассматриваемой системе относится к числу частично квазибинарных, и триангуляция с его помощью возможна лишь при температурах ниже t_S (или t_Q).

Глава 15. ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРОЕНИЯ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ

Рассмотрение различных типов тройных систем позволяет отметить ряд общих закономерностей в их строении. Знание этих закономерностей, безусловно, полезно для закрепления навыков "чтения" диаграмм состояния тройных систем как в виде проекций, так и различных разрезов.

§ 57. Изображение фазовых равновесий

В гл. 9 – 14 показано, что в тройных сплавах при постоянном (заданном) давлении в равновесии могут находиться две, три или максимум четыре равновесные фазы разного состава ($\nu = 0$ при $\phi = 4$).

Геометрическим образом бивариантного двухфазного равновесия ($\nu = k - \phi + 1 = 3 - 2 + 1 = 2$) в пространственной диаграмме состояния тройной системы является пара сопряженных поверхностей (ликвидуса и солидуса, сольвуса, начала и конца полиморфного превращения и др.). На плоскости изотермического разреза двухфазное равновесие изображают две сопряженные кривые (изотермы ликвидуса и солидуса, растворимости, начала и конца полиморфного превращения и др.), а в заданном сплаве, расположенном в двухфазной области – соответственно две точки на этих кривых, которые соединяет конода.

Коноду всегда можно рассматривать как рычаг, а фигуративную точку тройного сплава, через которую она проходит, – как точку опоры этого рычага. Пользуясь правилом рычага, можно оценивать доли фаз, находящихся в равновесии при заданной температуре, или проследить за изменениями этих долей при изменении температуры.

Моновариантное трехфазное равновесие ($\nu = k - \phi + 1 = 3 - 3 + 1 = 1$) в пространственной диаграмме состояния тройной системы изображают три политермические кривые, а на плоскости изотермического разреза – соответственно три точки на этих кривых. Геометрический образ трехфазного равновесия на плоскости изотермического разреза – конодный треугольник. Вершины этого треугольника изображают составы равновесных фаз, а стороны (т.е. коноды) – соответственно равновесия двух (из трех) фаз, расположенных в соседних вершинах. Для любого тройного сплава, расположенного внутри конодного треугольника, долю каждой из трех равновесных фаз можно найти по правилу центра тяжести треугольника.

Из условия би- и моновариантности соответственно двух- и трехфазного равновесий следует, что превращение одной фазы в другую, одной фазы в две другие или двух фаз в третью в заданном тройном сплаве всегда происходит в некотором интервале температур при переменных составах всех (двух или трех) фаз, участвующих в соответствующем фазовом превращении. В частном случае состав одной (или двух) из фаз может оставаться неизменным.

Наконец, нонвариантное четырехфазное равновесие ($\nu = k - \phi + 1 = 3 - 4 + 1 = 0$) в пространственной диаграмме состояния тройной системы изображают на плоскости с помощью четырех точек или совокупности четырех конодных треугольников, которые при наложении одного на другой образуют треугольник abc (рис. 137, а) или четырехугольник $abcd$ (рис. 137, б). В треугольнике abc составы четырех рав-

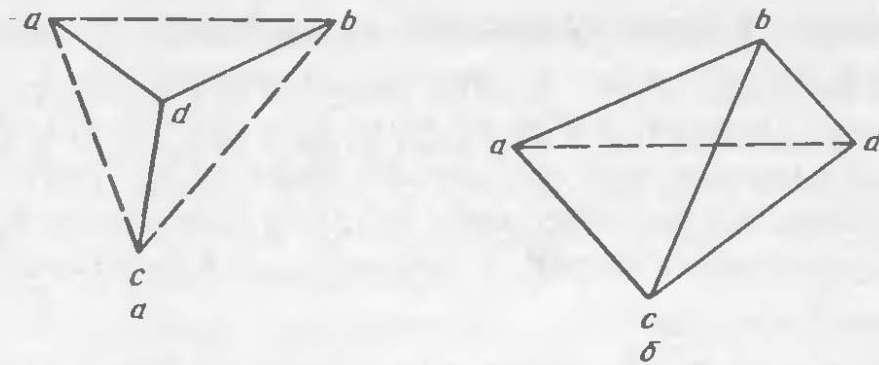


Рис. 137

новесных фаз изображают три точки, расположенные в вершинах, и одна точка (точка d) внутри треугольника (см. эвтектическое равновесие на рис. 80, эвтектоидное — на рис. 123, монотектоидное — на рис. 124 и монотектическое — на рис. 131), а в четырехугольнике $abcd$ — соответственно четыре точки, расположенные в его вершинах (см. перитектическое равновесие на рис. 87, перитектоидное — на рис. 125 и синтектическое — на рис. 143).

В случае эвтектического и других подобных равновесий меньшие треугольники abd , acd и bcd (см. рис. 137, а) изображают различные трехфазные равновесия, предшествующие четырехфазному, а треугольник abc — равновесие трех фаз после окончания соответствующей четырехфазной реакции. В случае перитектического и других подобных равновесий (см. рис. 137, б) трехфазные равновесия до начала соответствующей четырехфазной реакции изображают два конодных треугольника abd и acd , расположенные по обе стороны от одной диагонали ad четырехугольника $abcd$, а после окончания этой реакции — два другие треугольника abc и bcd , расположенные по обе стороны от другой диагонали bc .

Правило центра тяжести треугольника, требующее соблюдения материального баланса по компонентам, позволяет сформулировать следующие правила о направлении четырехфазных реакций в тройных системах.

Любая четырехфазная реакция (при отводе тепла от системы) протекает всегда так, что: а) или из одной исходной (распадающейся) фазы, расположенной по составу внутри треугольника (см. рис. 137, а), образуются три новые фазы, расположенные в вершинах этого треугольника (эвтектическая, эвтектоидная, монотектоидная и монотектическая реакции) или б) при взаимодействии двух исходных фаз, расположенных на концах одной диагонали четырехугольника (см. рис. 137, б), образуются две новые фазы, расположенные на концах другой диагонали (перитектическая, перитектоидная и синтектическая реакции).

Четырехфазная реакция может также протекать в направлении, обратном отмеченному в п. "а": при взаимодействии трех исходных фаз, расположенных в вершинах треугольника, образуется четвертая новая фаза, расположенная по составу внутри треугольника (см. рис. 137, а). Такие реакции (равновесия) в реальных тройных системах встречаются значительно реже (например, дважды перитектическая и др.).

§ 58. Правила о соприкасающихся пространствах состояния и числе фаз в этих пространствах

Геометрическое строение диаграмм состояния тройных систем и порядок распределения фаз по соприкасающимся пространствам состояния (фазовым объемам в пространственной диаграмме и областям на изотермических и политермических разрезах) определяют фундаментальные топологические правила о соприкасающихся пространствах состояния и числе фаз в этих пространствах, сформулированные Л.С.Палатником и А.И.Ландау. В аналитической форме эти правила записывают как

$$R_d - R_{гр} = (\Phi^+ + \Phi^-) \geq 0; \quad (22)$$

$$V = 2^n \quad (23)$$

$$\text{и } \Phi_1 = \Phi_2 \pm (R_{д^*} - R_{гр}), \quad (24)$$

где R_d — мерность диаграммы состояния (или пространства, в котором она построена); $R_{гр}$ — мерность границы между соприкасающимися пространствами состояния; Φ^+ и Φ^- — числа фаз, которые появляются или, наоборот, исчезают при переходе из одного пространства в другое через границу между ними; V — число пространств состояния, соприкасающихся по соответствующей границе; $n = R_d - R_{гр}$; Φ_1 и Φ_2 — числа фаз в соприкасающихся (т.е. соседних) пространствах состояния.

Из соотношений (22) и (23) следует, что при заданных значениях R_d мерность границы между соприкасающимися пространствами состояния ($R_{гр}$) может принимать различные значения, и в зависимости от этого граница может разделять разные (по числу фаз) пространства состояния. Независимо от R_d число пространств состояния V , соприкасающихся по той или иной границе, всегда четное и изменяется от минимум 2 до максимум 8 при $R_d = 3$ (т.е. в пространственной диаграмме состояния тройной системы, построенной в координатах состав — температура) или до 4 при $R_d = 2$ (т.е. на плоскости изотермического или политермического разреза). Графическую интерпретацию этих положений проиллюстрируем схемами отдельных фрагментов политермических разрезов (рис. 138).

Из соотношений (22) — (24) следует, что по линиям (одномерным гра-

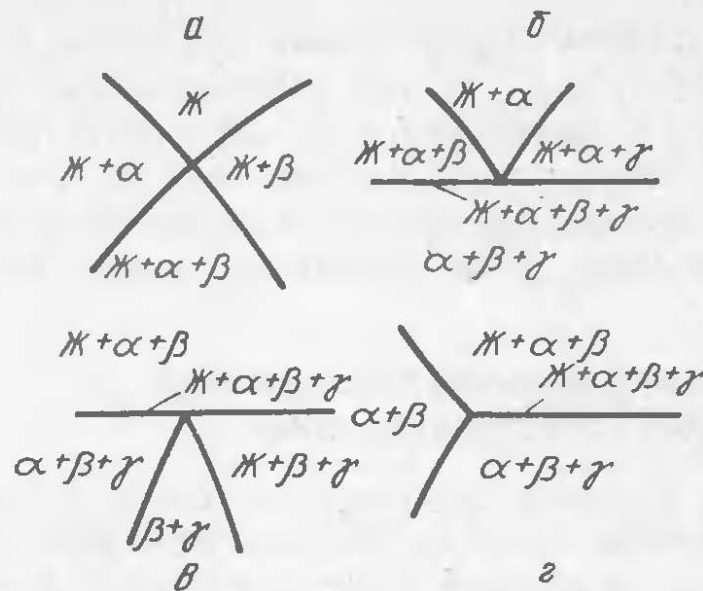


Рис. 138

ницам) всегда соприкасаются две фазовые области, числа фаз в которых отличаются на единицу, т.е. одно- и двух-, двух- и трех- и, наконец, трех- и четырехфазная области. Здесь и ниже α , β и γ — это граничные растворы на основе компонентов или промежуточные фазы. По линиям не могут соприкасаться фазовые области с одинаковыми числами фаз. В частности, трехфазные области $Ж + \alpha + \beta$ и $\alpha + \beta + \gamma$ и др. (рис. 138, б — г) не соприкасаются одна с другой, а разделены четырехфазной областью $Ж + \alpha + \beta + \gamma$, которая вырождена в горизонталь, и с ней "сливаются" границы между названными областями. При переходе от тройных к четверным и более сложным системам это вырождение четырехфазных областей устраняется.

Менее очевидно распределение фаз по фазовым областям, соприкасающимся в нульмерных границах (точках). Из соотношений (22) — (24) следует, что в точках обычно соприкасаются четыре фазовые области, числа фаз в которых отличаются не более чем на две. Вокруг нульмерной границы можно выделить две (из четырех) фазовые области с минимальным и максимальным числами фаз ($Ж$ и $Ж + \alpha + \beta$ на рис. 138, а; $Ж + \alpha$ и $Ж + \alpha + \beta + \gamma$ на рис. 138, б и т.д.), для которых разница в числах фаз равна двум, и еще две фазовые области с одинаковыми числами фаз (промежуточными между числами фаз в двух первых областях). Названные четыре фазовые области отделены одна от другой четырьмя линиями, образующими своеобразные "кресты". Числа фаз в фазовых областях, соприкасающихся по этим линиям, естественно, отличаются на единицу (см. выше).

Отмеченные особенности распределения фаз по фазовым областям вокруг нульмерных границ получили название правил "креста" (Л.С. Палагник и А.И.Ландау) или "четырёх линий в точке" (Д.А.Петров). Назван-

ные правила соблюдаются на всех политермических разрезах, которые в пространственной диаграмме состояния не проходят через невариантные точки (так называемые регулярные разрезы). Примеры таких разрезов см. на рис. 74, б; 85, б и др.

Если нульмерная граница не располагается на горизонтали, то "крест", образованный четырьмя различными линиями, вполне очевиден (рис. 138, а). По таким нульмерным границам всегда соприкасаются одно-, трех- и две двухфазные области. В фазовых областях с одинаковыми числами фаз обязательно встречаются фазы из соседней области с минимальным числом фаз, а в фазовой области с максимальным числом фаз – соответственно все фазы из остальных трех областей.

Если нульмерная граница располагается на горизонтали, то "крест" образуют две линии, подходящие к горизонтали "сверху" (см. рис. 138, б) или "снизу" (см. рис. 138, в), и две линии, сливающиеся с самой горизонталью. В обоих случаях двухфазные области (т.е. области с минимальным числом фаз) в нульмерной границе соприкасаются с вырожденными в горизонталь четырехфазными областями (области с максимальным числом фаз) и отделены от соседних трехфазных областей линиями.

Если нульмерная граница является концевой точкой горизонтали (см. рис. 138, г), то для получения "креста" необходимо мысленно устранить вырождение четырехфазной области $\text{Ж} + \alpha + \beta + \gamma$, т.е. представить, что эта область ограничена "сверху" и "снизу" двумя линиями, отделяющими ее от соседних трехфазных областей $\text{Ж} + \alpha + \beta$ и $\alpha + \beta + \gamma$ (см. выше).

Рассмотрение закономерности распределения фаз по соприкасающимся фазовым областям справедливы также для изотермических разрезов (см. рис. 73, б; 84, а и др.). На изотермических разрезах встречаются максимум трехфазные области и их границы изображают прямыми линиями (сторонами соответствующих конодных треугольников). В любой нульмерной границе на плоскости изотермического разреза всегда сходятся две криво- и две прямолинейные границы. Кривые линии ограничивают однофазную область, а прямые – соответственно трехфазную область.

Если политермический или изотермический разрез в пространственной диаграмме состояния проходит через какую-либо невариантную точку (так называемые нерегулярные разрезы), то распределение фаз по фазовым областям вокруг такой границы подчиняется иным правилам. Такие разрезы встречаются сравнительно редко, поэтому здесь их мы не рассматриваем.

59. Закономерности строения диаграмм состояния

Помимо топологических правил о соприкасающихся пространствах состояния и числе фаз в этих пространствах строение диаграмм состояния тройных систем подчиняется правилу фаз Гиббса и требованиям геометрической термодинамики.

1. Проекции диаграмм состояния

Согласно *принципу соответствия* (Н.С.Курнаков), любая твердая фаза на проекции тройной системы имеет свою область первичной кристаллизации, которая от областей кристаллизации других фаз отделена пограничными (моновариантными) кривыми. Правило фаз определяет число пограничных кривых, встречающихся в *инвариантных* точках. В *инвариантных* точках обычно сходятся три кривые, а в точках, расположенных на квази- или частично квазибинарных разрезах – соответственно две кривые.

Геометрическая термодинамика требует, чтобы *метастабильные продолжения* моновариантных кривых (рис. 139) за точку пересечения (показаны пунктиром) располагались между стабильными частями двух других кривых. Если *инвариантная* точка является *концевой* (эвтектическая, эвтектоидная и др.), то все пограничные кривые в этой точке сходятся (рис. 139, а). Если же *инвариантная* точка относится к *переходным* (перитектическая, перитектоидная и др.), то в ней обычно сходятся две кривые, а третья кривая из нее исходит (рис. 139, б). Реже встречаются такие *инвариантные* точки, в которые идет одна, а из нее исходят две другие кривые (рис. 139, в). Такие точки также относятся к *переходным* (например, дважды перитектическая точка и др.).

В *инвариантных* *концевых* точках всегда сходятся только такие пограничные кривые, по которым реализуются *однотипные* фазовые равновесия, носящие характер *распада* одной фазы на две другие при *понижении температуры*. Это значит, что в эвтектической точке сходятся только эвтектические кривые, в монотектической точке – монотектическая и эвтектические кривые и т.д. Наоборот, в *переходных* точках могут сходить как *однотипные*, так и *разные* (по характеру фазовых равновесий) пограничные кривые, по которым реализуются равновесия

не только типа *распада* одной фазы на две другие, но и типа *взаимодействия* двух фаз с образованием третьей фазы.

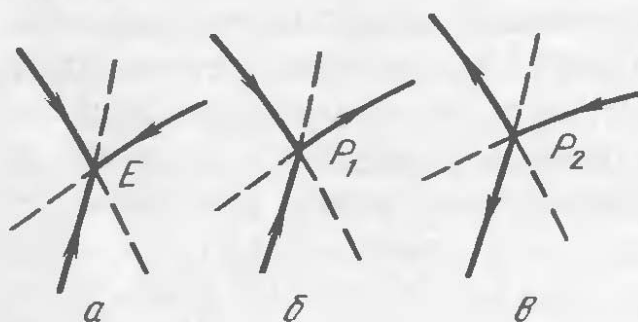


Рис. 139

2. Изотермические разрезы

На изотермических разрезах границы между одно- и двухфазными областями всегда изображаются кривыми, а между двух- и трехфазными областями – соответственно прямыми (рис. 140). Двухфазные области на этих разрезах обычно ограничены парами соответствующих изотерм (ликвидуса и солидуса, растворимости и др.), а трехфазные области – сторонами конодных треугольников.

Если изотермический разрез построен при температуре соответствующей инвариантной точке (см., например, рис. 84, б; 105, б и др.), то на его плоскости в принципе можно показать и четырехфазную область, которая также будет ограничена прямыми линиями. Для изотермических разрезов, отвечающих температурам инвариантных точек, справедливы рассмотренные выше закономерности распределения фаз по фазовым областям, соприкасающимся по одномерным границам (см. § 59), однако число линий, сходящихся в инвариантных точках (так называемых узловых сплетениях), может отличаться от четырех.

Характер пересечения границ между различными фазовыми областями на изотермических разрезах обусловлен требованиями геометрической термодинамики. При экстраполяции границ между одно- и двухфазными областями за точку их пересечения метастабильные продолжения этих границ не могут находиться в пределах однофазной области, а должны располагаться в двух соседних двухфазных или одной трехфазной области. Другими словами, угол встречи двух кривых, ограничивающих однофазную область, всегда должен быть меньше 180° , если смотреть со стороны этой области. Невозможным с точки

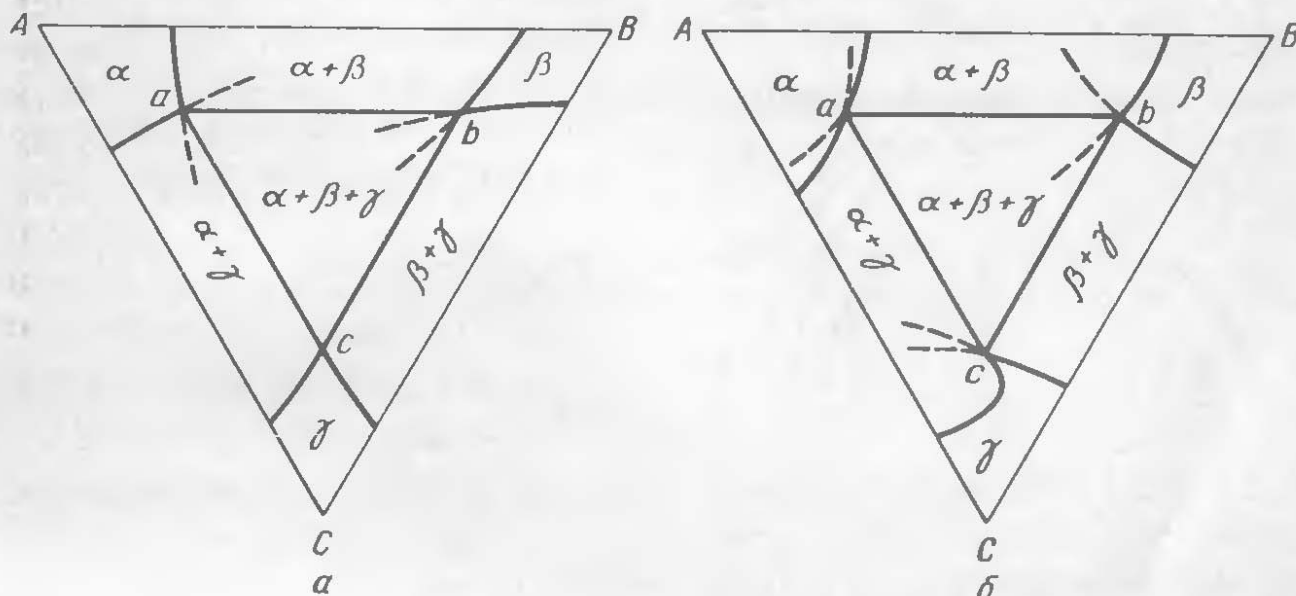


Рис. 140

зрения геометрической термодинамики является случай, когда метастабильное продолжение одной из границ однофазной области попадает в двух-, а другой границы – соответственно в трехфазную область.

К трем сторонам конодного треугольника, ограничивающего трехфазную область на изотермическом разрезе, всегда примыкают три разные двухфазные области, а к трем вершинам – соответственно три разные однофазные области. На изотермических разрезах тройных систем с практически отсутствующей взаимной растворимостью компонентов в твердом состоянии и промежуточными фазами постоянного состава числа двух- и однофазных областей могут быть меньше (см. рис. 96, а – б и др.).

Метастабильные продолжения границ однофазных областей за вершины конодного треугольника должны располагаться или одновременно в соседних двухфазных областях, или в трехфазной области или, наконец, сливаться со сторонами конодного треугольника (рис. 140, а). Метастабильные продолжения границ не могут располагаться в этой же однофазной области, попадать в двух- и трехфазную области или, наконец, в одну из двухфазных областей (рис. 140, б).

3. Политермические разрезы

В строении политермических разрезов можно отметить те же закономерности, вытекающие из требований геометрической термодинамики, что и изотермических разрезов.

Угол встречи кривых, разделяющих одно- и двухфазные области

(кривые ликвидуса, ликвидуса и бинадаль, солидуса и сольвуса и т.д.) на политермических разрезах, всегда должен быть меньше 180° , а метастабильные продолжения этих кривых за точку встречи – располагаться в соседних двухфазных областях или одной трехфазной (рис. 141).

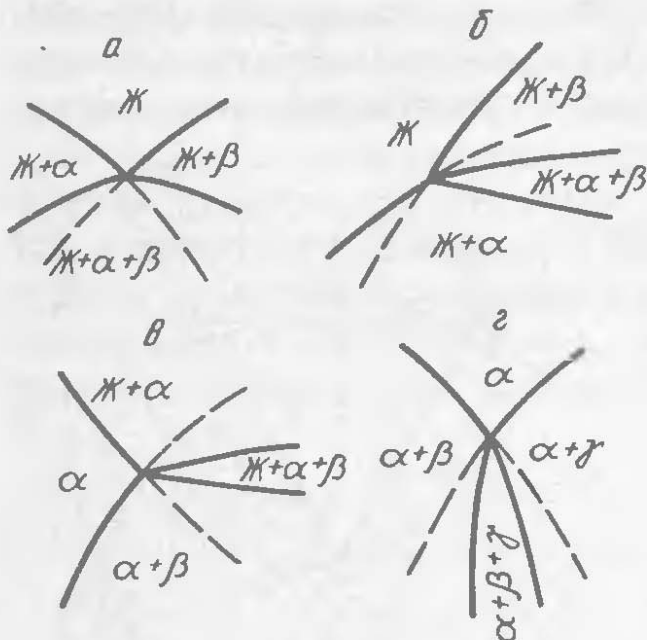


Рис. 141

В общем случае двухфазные области на политермических разрезах ограничены парами кривых, отвечающих температурам начала и конца соответствующих фазовых превращений, в которых участвуют две фазы, а трехфазные области – тремя кривыми, представляющими собой

следы от сечения линейчатых поверхностей начала и конца превращений, в которых участвуют три фазы (см. рис. 74, б; 85, б и др.).

На политермических разрезах тройных систем с практически отсутствующей взаимной растворимостью компонентов в твердом состоянии и промежуточными фазами постоянного состава числа кривых, ограничивающих двух- и трехфазные области, могут быть меньше (см. рис. 97, б; 106, б и др.).

Если политермический разрез проходит через одну из конод, образующих соответствующую линейчатую поверхность начала или конца трехфазного превращения, то след от сечения этой поверхности изображается горизонтальным отрезком (т.е. самой конодой). В ряде случаев не все (из трех) линейчатые поверхности могут попасть в сечение, поэтому число кривых, ограничивающих соответствующую трехфазную область на политермическом разрезе, уменьшается до двух.

Четырехфазные области на политермических разрезах носят вырожденный характер и их изображают соответствующими горизонталями (см. рис. 97, б; 106, в и др.).

Приложение

Химический состав металлических сплавов обычно выражают в процентах по массе (или атомных) или атомных (мольных) долях. Суммарное содержание всех компонентов в сплаве принимают равным 100 % или единице.

Для перехода от процентов по массе к атомным процентам в двойных сплавах пользуются соотношением

$$a = A/M_A \cdot 100/[A/M_A + (100 - A)/M_B],$$

где A и a – концентрации компонента A , % (по массе) и % (ат.); M_A и M_B – атомные массы компонентов A и B . Для обратного перехода служит соотношение

$$A = aM_A \cdot 100/[a + (100 - a)M_B].$$

Концентрацию второго компонента B можно найти по разности $(100 - a)$ или $(100 - A)$.

Атомные проценты с атомными (мольными) долями компонентов связаны соотношениями

$$x_A = a/100 \text{ и } x_B = (100 - a)/100,$$

где x_A и x_B – атомные (мольные) доли компонентов A и B .

Для перехода от процентов по массе к атомным процентам в тройных сплавах используют соотношения

$$a = 100A/(A + BM_B/M_A + CM_C/M_A)$$

$$\text{и } b = 100BM_B/M_A(A + BM_B/M_A + CM_C/M_A),$$

a для обратного перехода – соотношения

$$A = 100a/(a + bM_A/M_B + cM_A/M_C)$$

$$\text{и } B = 100bM_A/M_B(a + bM_A/M_B + cM_A/M_C),$$

где a , b и c – концентрации компонентов A , B и C , % (ат.); A , B и C – те же концентрации, % (по массе); M_A , M_B и M_C – атомные массы компонентов A , B и C . Концентрацию компонента C можно найти по разности $c = 100 - (a + b)$ или $C = 100 - (A + B)$.

Переход от атомных процентов к атомным (мольным) долям осуществляют с помощью соотношений

$$x_A = a/100, x_B = b/100 \text{ и } x_C = 1 - (x_A + x_B),$$

где x_A , x_B и x_C – атомные (мольные) доли компонентов A , B и C .

Рекомендуемый библиографический список

1. Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем: Учебное пособие для вузов. – М.: Металлургия. – 1-е изд. – 1964. – 300 с.; 2-е изд. – 1978. – 295 с.
2. Петров Д.А. Тройные системы. – М.: Изд. АН СССР, 1953. – 314 с.
3. Петров Д.А. Двойные и тройные системы. – М.: Металлургия, 1986. – 256 с.
4. Райнз Ф. Диаграммы фазового равновесия в металлургии: Пер. с англ. – М.: Металлургиздат, 1960. – 376 с.
5. Палатник Л.С., Ландау А.И. Фазовые равновесия в многокомпонентных системах. – Харьков: Изд. Харьковского Гос. ун-та, 1961. – 405 с.
6. Древинг В.П., Калашников Я.А. Правило фаз с изложением основ термодинамики. – М.: Изд. МГУ, 1964. – 455 с.
7. Аносов В.Я., Озерова М.И., Фиалков Ю.Я. Основы физико-химического анализа. – М.: Наука, 1976. – 503 с.
8. Захаров А.М. Многокомпонентные металлические системы с промежуточными фазами. – М.: Металлургия, 1985. – 133 с.
9. Жуков А.А. Геометрическая термодинамика сплавов железа. – М.: Металлургия. – 1-е изд. – 1964. – 300 с.; 2-е изд. – 1978. – 295 с.
10. Глазов В.М., Павлова Л.М. Химическая термодинамика и фазовые равновесия. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1988. – 559 с.
11. Захаров А.М. Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие. – М.: Металлургия, 1980. – 255 с.
12. Захаров А.М. О типичных ошибках, встречающихся на диаграммах состояния тройных металлических систем. – Изв. вузов. Цветная металлургия. – 1988. – № 5. – С. 76–87.