

МІНІСТЭРСТВА АДУКАЦЫІ РЭСПУБЛІКІ БЕЛАРУСЬ

**БЕЛАРУСКІ ДЗЯРЖАЎНЫ ТЭХНАЛАГІЧНЫ
УНІВЕРСІТЭТ**

А.І.ГАРАСТ

МАТЭРЫЯЛАЗНАЎСТВА

Вучэбны дапаможнік па аднайменнай дысцыпліне для
студэнтаў спец. Т.05.03.00, Т.05.02.00, Т.11.03.00,
Т.03.02.00, Т.14.02.00

У 3-х частках

Частка 1

МІНСК 1999

УДК 669.017(075.8)

Разгледжана і рэкамендавана да выдання рэдакцыйна-выдавецкай радай універсітэта

Гараст А.І. Матэрыялазнаўства. Вучэбны дапаможнік па аднайменнай дысцыпліне для студ. спец. Т.05.03.00 "Машыны і апараты хімічных вытворчасцей і прадпрыемстваў будаўнічых матэрыялаў", Т.05.02.00 "Машыны і абсталяванне ляснога комплексу", Т.11.03.00 "Аўтаматызацыя тэхналагічных працэсаў і вытворчасцей", Т.03.02.00 "Тэхналогія і абсталяванне высокаэфектыўных працэсаў апрацоўкі матэрыялаў", Т.14.02.00 "Паліграфічнае абсталяванне і сродкі апрацоўкі інфармацыі". У 3-х ч. Ч.1.-Мн.: БДТУ,1998.

Навуковы рэдактар дацэнт А.Ф.Дулевіч

Рэцэнзенты:прафесар кафедры тэхналогіі машынабудавання Беларускай дзяржаўнай політэхнічнай акадэміі, доктар тэхнічных навук Ж.А.Мрочэк;
вядучы навуковы супрацоўнік лабараторыі фізікі металаў і металазнаўства Фізіка-тэхнічнага інстытута Нацыянальнай Акадэміі навук Беларусі кандыдат тэхнічных навук Г.П.Гарэцкі

Разгледжаны пытанні крышталічнай будовы металаў, уздзеяння на іх структуру і ўласцівасці працэсаў крышталізацыі,пластычнай дэфармацыі і рэкрышталізацыі. Апісаны фазы, якія ўтвараюцца ў сплавах, прыведзены асноўныя раўнаважныя дыяграмы стану двайных сплаваў, а таксама крышталізацыя сплаваў у нераўнаважных умовах. Разгледжаны пераўтварэнні ў жалеза-вугляродзістых сплавах.

ISBN-985-434-065-1

© Беларускі дзяржаўны тэхналагічны універсітэт,1999

© Складанне А.І. Гараст, 1999

УВОДЗІНЫ

У бліжэйшыя гады прадугледжваецца павышэнне якасці ўсіх відаў выпускаемай прадукцыі, расшырэнне і абнаўленне асартыменту вырабаў у адпаведнасці з патрабаваннямі развіцця народнай гаспадаркі і навукова-тэхнічнага прагрэсу. Паспяховае рашэнне гэтых задач неразрыўна звязана з удасканаленнем тэхналагічных метадаў атрымання і апрацоўкі загатоўак і дэталей машын і распрацоўкай і ўкараненнем матэрыялаў, якія перавышаюць па сваіх тэхніка-эканамічных паказчыках лепшыя айчыныя і сусветныя ўзоры.

Вывучэнне курса “Матэрыялазнаўства” ставіць задачу пазнання прыроды і ўласцівасцей матэрыялаў, метадаў атрымання, апрацоўкі і ўмацавання дэталей машын, якія забяспечваюць безадказнасць і высокую надзейнасць работы вырабаў.

Відавочна, задачы курса можна сфармуляваць зыходзячы з тых канкрэтных задач, якія даводзіцца вырашаць інжынеру-механіку ў вытворчай практыцы.

Такімі задачамі з’яўляюцца:

а) выбар маркі матэрыялу з пункту гледжання эксплуатацыйных або тэхналагічных уласцівасцей;

б) назначэнне віду тэрмічнай апрацоўкі;

в) заданне ўласцівасцей, якімі павінен валодаць матэрыял гатовай дэталі;

г) складанне ўмоў работы матэрыялу дэталі;

д) назначэнне тэхналагічных метадаў атрымання і апрацоўкі загатоўак і дэталей машын з канкрэтнага матэрыялу;

е) аналіз прычын разбурэння матэрыялу дэталей канструкцыі;

ж) аналіз прычын браку вырабленых дэталей, звязанага з матэрыялам;

з) павышэнне апрацоўваемасці матэрыялу;

і) выбар абсталявання, аснасткі, інструменту і прыстасаванняў пры вырабе дэталей машын;

к) аналіз тэхналагічнасці канструкцый загатоўак з улікам метадаў іх атрымання.

Аўтар выказвае падзяку студэнтам Дубінцу С.М. і Гарасту Дз.А. за тэхнічную дапамогу пры падрыхтоўцы выдання ў друку.

1. БУДОВА І ЎЛАСЦІВАСЦІ МАТЭРЫЯЛАЎ

Усе рэчывы могуць знаходзіцца ў трох адрэгатных станах: цвёрдым, вадкім і газападобным. Пры высокіх тэмпературах (вышэй за 10^5 К) газападобныя рэчывы пераходзяць у стан плазмы - моцна іанізаваны газ. Аднак было б няправільна разглядаць плазму як чацвёрты адрэгатны стан рэчыва. Калі б гэта было так, то пераход рэчыва ў плазменны стан працякаў бы да канца пры пастаянных (раўнаважных) тэмпературы і ціску (згодна з правіламі фаз для аднакампанентных сістэм), але гэта не наглядаецца ў рэчаіснасці. Паміж плазмай і газам няма фазавога пераходу.

Такім чынам, пераход з цвёрдага ў вадкі і з вадкага ў цвёрды стан (так як і з газападобнага ў вадкі) праходзіць пры канкрэтнай тэмпературы і суправаджаецца рэзкім змяненнем уласцівасцей.

У газах міжмалекулярныя адлегласці вялікія, малекулы практычна не ўзаемадзейнічаюць адна з другой і, свабодна перамяшчаючыся, запаўняюць увесь магчымы аб'ём. Такім чынам, для газу характэрна адсутнасць уласнага аб'ёму і формы. У вадкасці часціцы (атамы, малекулы) зберагаюць толькі так званы бліжні парадак. Пры гэтым у прасторы заканамерна размешчана невялікая колькасць атамаў. Бліжні парадак няўстойлівы: ён то ўзнікае, то знікае пад дзеяннем цеплавых ваганняў.

У цвёрдых цэлах парадак размяшчэння атамаў пэўны, заканамерны, сілы ўзаемага прыцяжэння і адштурхоўвання ўраўнаважаны, і цвёрдае цела зберагае сваю форму.

У прыродзе існуе дзве разнавіднасці цвёрдых цел, якія адрозніваюцца па сваіх уласцівасцях, - крышталічныя і аморфныя.

Крышталічныя целы застаюцца цвёрдымі, гэта значыць зберагаюць прыдадзеную ім форму, да зусім канкрэтнай тэмпературы, пры якой яны пераходзяць у вадкі стан. Пры ахалоджванні працэс ідзе ў адваротным напрамку. Пераход з аднаго стану ў другі працякае пры канкрэтнай тэмпературы плаўлення.

Аморфныя целы пры награванні размякчаюцца ў вялікім тэмпературным інтэрвале, робяцца вязкімі, а затым пераходзяць у вадкі стан. Пры ахалоджванні працэс ідзе ў адваротным напрамку.

Крышталічны стан цвёрдага цела больш стабільны, чым аморфны. Аморфныя целы ў адрозненне ад вадкасцей маюць паніжаную рухомасць часціц. Аморфны стан можна зафіксаваць у многіх арганічных і неарганічных рэчывах паскораным ахалоджваннем з вадкага стану. Аднак пры паўторным нагрэве, доўгатэрміновай вытрымцы пры тэмпературах 20-25⁰ С, а ў асобных выпадках пры дэфармацыі нестабільнасць аморфнага цвёрдага цела праяўляецца ў частковым або поўным пераходзе ў крышталічны стан.

Прыкладам такога пераходу можа служыць памутненне неарганічнага шкла пры нагрэве і опыкі пры доўгатэрміновым прымяненні, частковая крышталізацыя плаўленага янтару пры нагрэве і дадатковая крышталізацыя капронай ніці пры расцяжэнні, суправаджаемая павышэннем трываласці.

У металах характар узаемадзеяння атамаў вызначаецца будовай іх знешняй электроннай абалонкі. Атамы металаў маюць невялікую колькасць знешніх (валентных) электронаў (не больш за тры, акрамя металоідаў, дзе 4-8 электронаў), нетрывала звязаных з ядром. Пры збліжэнні атамаў электроны, якія знаходзяцца на знешніх абалонках, губляюць сувязь са сваімі атамамі з-за адрыву валентнага электрона ад аднаго атама дадаткова зараджаным ядром другога, у апошняга наступным і гэтак далей. Наглядаецца свайго роду калектывізацыя электронаў атамамі ўсёй масы металу. Калектывізаваныя электроны называюць "свабоднымі", таму што яны не належаць асобным атамам. Такім чынам, у цвёрдым стане метал уяўляе сабой пабудову, якая складаецца з дадаткова зараджаных іонаў, абмываемых газам са свабодных, калектывізаваных электронаў. Сувязь у метале ажыццяўляецца электростатычнымі сіламі. Паміж іонамі і калектывізаванымі электронамі праводнасці ўзнікаюць электростатычныя сілы прыцяжэння, якія сцягваюць іоны. Такая сувязь называецца металічнай.

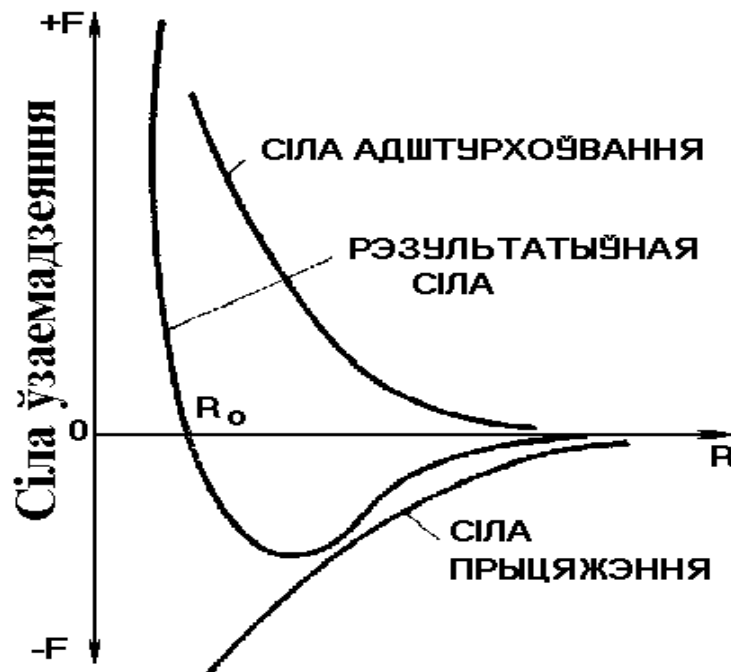
Сілы сувязі ў металах вызначаюцца сіламі адштурхоўвання і сіламі прыцяжэння паміж іонамі і электронамі. Атамы (іоны) знаходзяцца на такой адлегласці адзін ад другога, пры якой энергія ўзаемадзеяння мінімальна. Гэтану становішчу адпавядае раўнаважны стан R_0 (мал.1). Збліжэнне атамаў (іонаў) на адлегласць меншую за R_0 або аддаленне іх на адлегласць большую R_0 ажыццяўляецца толькі пры выкананні канкрэтнай работы супраць сіл адштурхоўвання і прыцяжэння. Таму ў метале атамы размяшчаюцца заканамерна, утвараючы правільную

крышталічную рашотку, што адпавядае мінімальнай энергіі ўзаемадзеяння атамаў.

Крышталічныя целы характарызуюцца упарадкаваным размяшчэннем у прасторы элементарных часціц, з якіх яны складаюцца (іонаў, атамаў, малекул).

Уласцівасці крышталёў залежаць ад электроннай будовы атамаў і характару ўзаемадзеяння іх у крышталі; ад прасторавага размяшчэння элементарных часціц; ад хімічнага саставу, памераў і формы крышталёў. Усе гэтыя дэталі будовы крышталёў апісваюць паняцце “структура”.

У залежнасці ад памераў структурных складальных і прымяняемых метадаў іх выяўлення ўжываюць наступныя паняцці:



Мал. 1. Сілы ўзаемадзеяння двух атамаў у крышталічнай рашотцы

тонкая структура, мікра- і макраструктура.

Тонкая структура апісвае размяшчэнне элементарных часціц у крышталі і электронаў у атаме. Вывучаецца дыфракцыйнымі метадамі (рэнтгенаграфія, электронаграфія, нейтронаграфія). Аналізуючы дыфракцыйную карціну, атрыманую пры ўзаемадзеянні атамаў крышталю з кароткімі хвалямі ($\lambda=10^{-10} \div 10^{-12}$ м) рэнтгенаўскіх праменяў (або хваляў электронаў,

нейтронаў), можна атрымаць значную інфармацыю аб будове крышталя.

Большасць матэрыялаў складаецца з дробных крышталікаў (зерняў). Вывучаць такія дробныя структурныя складальныя - мікраструктуру - магчыма з дапамогай аптычнага (памерам да 10^{-7} м) або электроннага (памерам да $2 \cdot 10^{-10}$ м) мікраскопа.

Мікраскапічныя метады даюць магчымасць вызначыць наяўнасць розных па сваёй прыродзе крышталёў, іх памеры і форму, размеркаванне і адносную аб'ёмную колькасць, форму чужародных уключэнняў і мікрапустот, арыентацыю крышталёў, наяўнасць спецыяльных крышталеграфічных асаблівасцей (двайніканне, лінія слізгання і інш.).

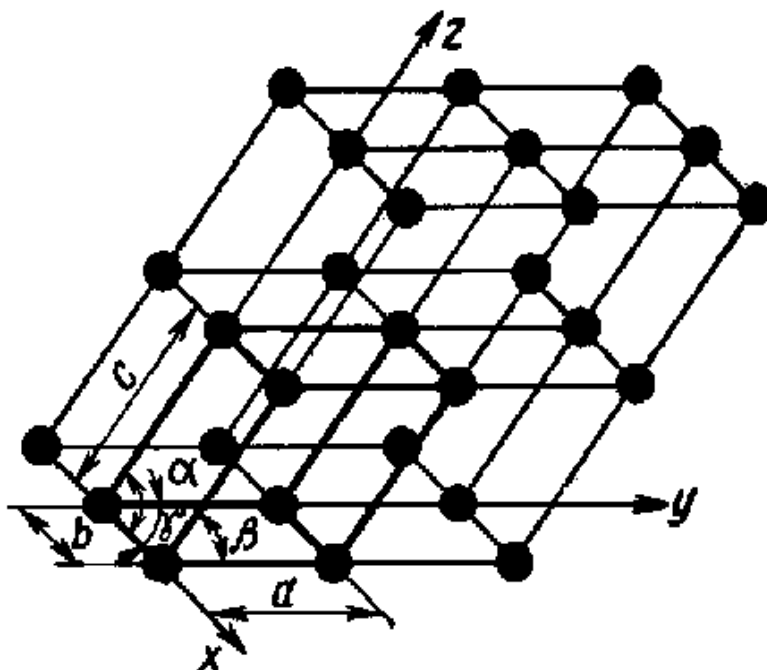
Вывучаючы будову крышталёў няўзброеным вокам або пры невялікіх павелічэннях з дапамогай лупы - макраструктуру, магчыма вызначыць характар злому, садачныя ракавіны, поры, вызначыць памеры і форму буйных крышталёў. Выкарыстоўваючы спецыяльна падрыхтаваныя ўзоры (шліфаваныя і траўленыя), знаходзяць трэшчыны, хімічную неаднароднасць, валакністасць.

1.1. Атамна-крышталічная структура металаў

Пад атамна-крышталічнай структурай разумеюць узаемнае размяшчэнне атамаў, якое існуе ў крышталі. Крышталі складаецца з атамаў (іонаў), размешчаных у пэўным парадку, які перыядычна паўтараецца ў трох вымярэннях.

Для апісання атамна-крышталічнай структуры карыстаюцца паняццем прасторавай або крышталічнай рашоткі.

Крышталічная рашотка - уяўная прасторавая сетка, у вузлах якой знаходзяцца атомы (іоны), што ўтвараюць метал (цвёрдае крышталічнае цела). Прыклад такой крышталічнай рашоткі прыведзены на мал.2.



Мал.2. Крышталічная рашотка

Тлустымі лініямі выдзелены найменшы паралелепіпед, паслядоўным перамяшчэннем у прасторы якога ўздоўж трох восяей можа быць пабудавана ўся рашотка або крышталі. Вяршыні паралелепіпеда называюць вузламі прасторавай рашоткі. З гэтымі вузламі супадаюць цэнтры цяжару элементарных часціц, з якіх пабудаваны крышталі.

Найменшы аб'ём крышталі, які дае ўяўленне аб атамнай структуры металу ва ўсім аб'ёме, атрымаў назву элементарнай крышталічнай ячэйкі.

Прасторавыя крышталічныя рашоткі ў поўнай ступені вызначаюць будову крышталі.

Для апісання элементарнай ячэйкі крышталічнай рашоткі выкарыстоўваюць шэсць велічынь (мал.2): тры адрэзкі, роўныя адлегласцям да бліжэйшых элементарных часціц па восях каардынат a, b, c, і тры вуглы паміж гэтымі адрэзкамі α , β , γ .

Суадносіны паміж гэтымі велічынямі вызначаюць форму ячэйкі. Па форме элементарных ячэек усе крышталі дзеляцца на сем сістэм (табл. 1.1).

Табл. 1.1. Крышталічныя сістэмы элементаў

Сістэма	Рэбры	Вуглы
Трохклінная	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma$
Монаклінная	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ$ $\gamma \neq 90^\circ$

Рамбічная	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^0$
Ромбаэдрычная	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^0$
Гексаганальная	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^0$ $\gamma = 120^0$
Тэтраганальная	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^0$
Кубічная	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^0$

Крышталічныя рашоткі, у якіх на долю адной элементарнай ячэйкі прыходзіцца адзін атам, называюць простымі. Рашоткі, у якіх на долю адной элементарнай ячэйкі прыходзіцца некалькі атамаў, называюць складанымі.

Металы ўтвараюць адну з наступных высокасіметрычных складаных рашотак са шчыльнай упакоўкай атамаў: кубічную аб'ёмнацэнтраваную, кубічную гранецэнтраваную і гексаганальную шчыльнаўпакаваную.

У кубічнай аб'ёмна-цэнтраванай рашотцы (мал. 3 а) атомы размешчаны ў вузлах ячэйкі і адзін атам - у цэнтры аб'ёму куба. Такую рашотку маюць наступныя металы: Rb, K, Na, Li, Tl_β, Tl_β, Zr_β, Ta, W, V, Fe_α, Cr, Nb, Ba і інш. (α , β , γ абазначаюць, што гэтыя металы маюць розную крышталічную будову пры розных тэмпературах).

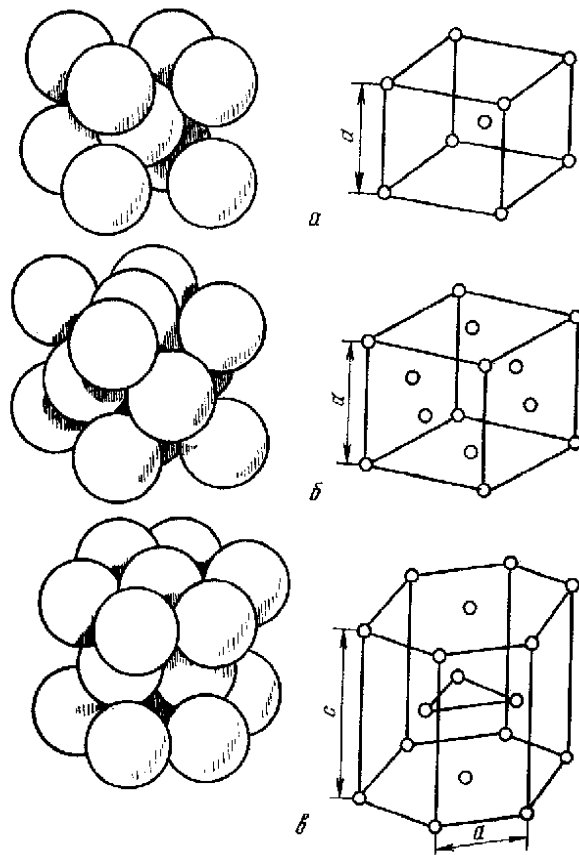
У кубічнай гра-
нецэнтраванай ра-
шотцы (мал. 3 б)
атамы размешчаны
ў вуглах куба і ў
цэнтры кожнай
грані. Гэты тып
рашоткі маюць ме-
талы: Ca_α , Ce , Sr_α ,
 Th , Pb , Sc , Ni , Ag ,
 Au , Pd , Pt , Rh , Ir ,
 Fe_γ , Cu , Co_α і інш.

У гексаганаль-
най

шчыльнаўпакаванай
рашотцы (мал. 3 в)
атамы размешчаны
ў вуглах і цэнтры
шасцігранных асноў
прызмы і тры атомы
- у сярэдняй
плоскасці прызмы.
Такую ўпакоўку
атамаў маюць ме-
талы: Hf_α , Mg , Ti_α ,
 Cd , Re , Os , Ru , Zn ,
 Co_β , Be , Ca_α , La_α ,
 Ti_α , Zr_α і інш. Асобныя металы, напрыклад Sn_β , In , маюць тэтра-
ганальную рашотку.

Размеры крышталічнай рашоткі характарызуюцца параметрамі або перыядамі рашоткі, пад якімі разумеюць адлегласць паміж бліжэйшымі паралельнымі атамнымі плоскасцямі, што ўтвараюць элементарную ячэйку (мал. 3). Перыяд рашоткі вымяраецца ў нанаметрах (нм) ($1\text{нм} = 10^{-9}\text{см} = 0,1 \text{ \AA}$) або кілаіксах ($1\text{к\AA} = 1,00202 \cdot 10^{-9} \text{ нм}$).

Перыяд рашоткі металаў знаходзіцца ў межах ад 0,1 да 0,7 нм. Так, напрыклад, перыяд рашоткі хрома, які мае структуру аб'ёмнацэнтраванага куба, роўны 0,2878 нм, а перыяд рашоткі алюмінію, які мае структуру грацецэнтраванага куба, - 0,4041 нм.



Мал. 3. Элементарныя
крышталічныя ячэйкі: а-кубічная
аб'ёмнацэнтраваная; б-кубічная гра-
нецэнтраваная; в-гексаганальная
шчыльнаўпакаваная

З разгледжаных схем крышталічных рашотак (мал. 3), калі лічыць, што атамы з'яўляюцца як бы пругкімі, якія датыкаюцца адзін да другога шарамі, выцякае, што перыяд рашоткі a і атамны дыяметр d звязаны простымі геаметрычнымі суадносінамі.

Для аб'ёмнацэнтраванага куба

$$d = a \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}; \quad (1.1)$$

для гранецэнтраванага куба

$$d = a \cdot \frac{\sqrt{2}}{3}. \quad (1.2)$$

Адсюль можам знайсці каэфіцыент кампактнасці - адносіна аб'ёму, занятага атамамі, да ўсяго аб'ёму ячэйкі.

Прымаючы для атама форму шара, можам падлічыць, што для кубічнай аб'ёмнацэнтраванай рашоткі гэты каэфіцыент роўны 0,68, а для кубічнай гранецэнтраванай (як і для гексаганальнай шчыльнаўпакаванай) - 0,74.

Памеры гексаганальнай шчыльнаўпакаванай рашоткі характарызуюцца пастаянным значэннем $c/a=1,633$.

Важнае значэнне для ўласцівасцей металу або сплаву мае лік атамаў, якія знаходзяцца ва ўзаемным кантакце. Характарызуецца гэта каардынацыйным лікам - колькасцю атамаў, якія знаходзяцца на найбольш блізкай і роўнай адлегласці ад дадзенага атама.

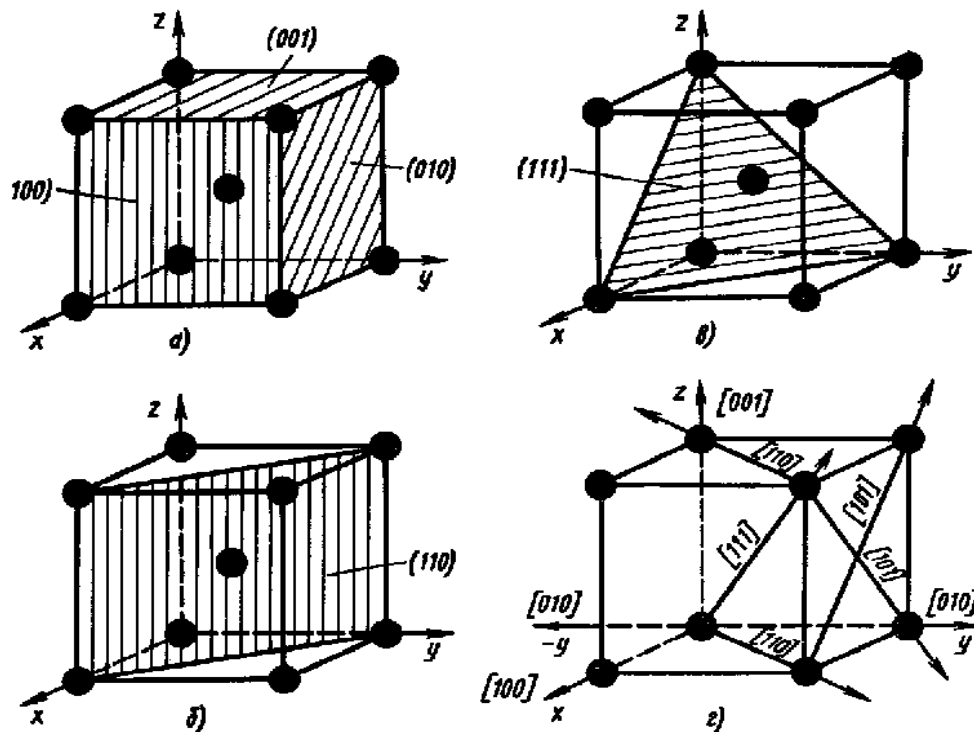
Для кароткага абазначэння крышталічнай рашоткі з указаннем яе тыпу каардынацыйнага ліку прынята наступная сістэма.

Рашотка	Абазначэнне	Каардынацыйны лік
Простая кубічная	К	К6
Кубічная аб'ёмнацэнтраваная	А.Ц.К	К8
Кубічная гранецэнтраваная	Г.Ц.К	К12
Гексаганальная шчыльнаўпакаваная	Г.Шч.У	К12

1.2. Крышталеграфічныя абзначэнні атамных плоскасцей і напрамкаў

З прычыны неаднолькавай шчыльнасці атамаў у розных плоскасцях і напрамках рашоткі многія ўласцівасці (хімічныя, фізічныя, механічныя) кожнага крышталю залежаць ад напрамку рашоткі. Такая неаднолькавасць уласцівасцей монокрышталю ў розных крышталеграфічных напрамках называецца анізатрапіяй.

Па паралельных напрамках уласцівасці аднолькавыя, таму дастаткова ўказаць для ўсяго сямейства паралельных прамых адзін напрамак, які праходзіць праз пачатак каардынат. Гэта дае магчымасць вызначыць напрамак прамой толькі адным пунктам, паколькі другім заўсёды служыць пачатак каардынат. Такім пунктам з'яўляецца вузел крысталічнай рашоткі, займаемы элементарнай часціцай. Каардынаты гэтага вузла выражаюць цэлымі лікамі u, v, w у адзінках адрэзкаў a, b, c , заключаюць у квадратныя дужкі $[u, v, w]$ і называюць індэксамі напрамку. Іх заўсёды выражаюць цэлымі лікамі, а адмоўнае значэнне індэкса абзна-



Мал.4. Індэсксы крышталеграфічных пласкасцей і напрамкаў у кубічнай рашотцы (А.Ц.К.)

чаюць знакам мінус над індэксам (мал. 4).

Становішча плоскасці ў прасторы вызначаецца адрэзкамі, адсякаемымі плоскасцямі па восях X, Y, Z. Гэтыя адрэзкі выражаюць цэлымі лікамі m, n, p у адзінках адрэзкаў a, b, c. Прынята за індэксы плоскасцей браць адваротныя адрэзкі: $h=1/m$; $k=1/n$; $l=1/p$. Тры гэтыя лікі h, k, l, заключаныя ў круглыя дужкі, называюць індэксамі плоскасці. Калі плоскасць адсякае па восях адмоўныя адрэзкі, то гэта абазначаецца знакам мінус над адпаведным індэксам (мал. 4). Плоскасці шчыльнай упакоўкі называюць плоскасцямі слізгання, таму што па іх зрушваюцца атамы пры пластычнай дэфармацыі крышталю.

Для крышталёў з ГЦК рашоткай плоскасцямі слізгання будуць плоскасці сямейства (1,1,1). Для крышталёў з ГШЧУ рашоткай адносіна $c/a \geq 1,633$ і плоскасцю слізгання будзе плоскасць базіса - шасціграннай асновы прызмы.

Крышталі - цэла анізатропнае ў адрозненне ад аморфных цел (шкло, пластмаса і інш.), уласцівасці якіх не залежаць ад напрамку.

Тэхнічныя металы з'яўляюцца полікрышталю, гэта значыць складаюцца з вялікай колькасці анізатропных крышталёў. У большасці выпадкаў крышталіты статыстычна неўпарадкавана арыентаваны адзін у адносінах да другога, таму ва ўсіх напрамках уласцівасці больш або менш аднолькавыя, гэта значыць полікрышталічнае цэла з'яўляецца ізатропным.

Значэнне ўласцівасцей полікрышталёў займаюць прамежкавае становішча ў інтэрвалах значэнняў для монакрышталю, як гэта бачна на прыкладзе модуля пругкасці металаў (табл. 1.2). Трываласць і пластычнасць монакрышталёў медзі мяняюцца ў залежнасці ад напрамку ($\sigma_B = 350 \dots 180$ МПа; $\delta = 10 \dots 50\%$). Для полікрышталічнай медзі $\sigma_B = 250$ МПа і $\delta = 40\%$.

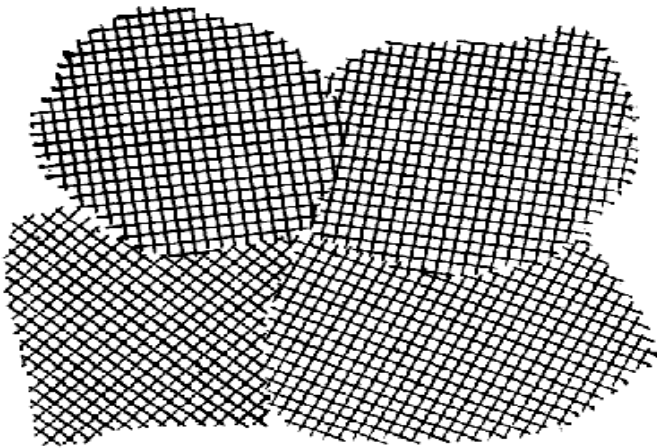
Табл. 1.2. Модуль пругкасці крышталёў

Крышталі	Тып рашоткі	E_{max}	E_{min}	$E_{полікр}$
		ГПа		
Cu	ГЦК	194	68	121
Fe _α	ОЦК	290	135	214
Zn	ГПУ	126	35	100

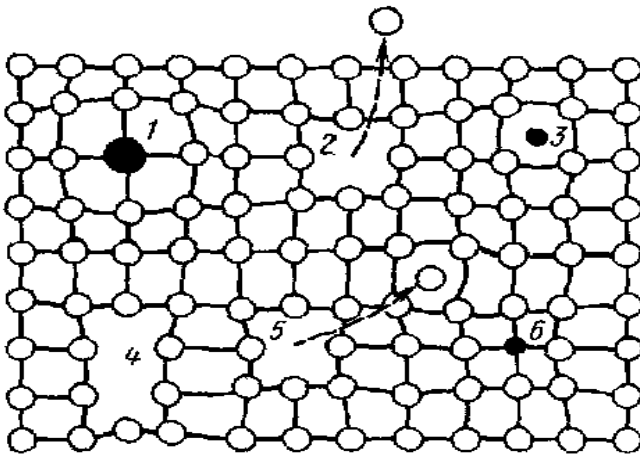
Уяўная ізатропнасць монакрышталю металу не будзе наглядца, калі крышталіты маюць аднолькавую пераважную арыенціроўку ў якімсьці напрамку. Гэтая арыентаванасць, або тэкстура, ствараецца ў вядомай ступені, але не ў поўнай меры ў

выніку значнай халоднай дэфармацыі; у гэтым выпадку полікрышталічны метал набывае анізатрапію ўласцівасцей.

1.3. Дэфекты крышталічнай рашоткі металаў



Мал. 5. Схема, якая ілюструе розную арыентацыю крышталічных рашотак у полікрышталічным целе



Мал. 6. Схема кропкавых дэфектаў у крышталі: 1-прымесны атам замяшчэння; 2-дэфект Шоткі; 3-прымесны атам укаранення; 4-дывакансія; 5-дэфект Фрэнкеля (вакансія і міжвузлавы атам); 6-прымесны атам замяшчэння

правільнага размяшчэння атамаў ва ўсім аб'ёме крышталю.

У полікрышталічным агрэгаце асобныя крышталі не маюць магчымасці прыняць правільную форму. Крышталі няправільнай формы ў такім агрэгаце называюць зерневымі або крышталітамі (мал. 5).

Паверхні раздзела зерняў называюць межамі зерняў. Пры пэўных умовах, звычайна пры вельмі павольным кантралюемым адводзе цяпла пры

крышталізацыі (зацвярдзенні металу), можа быць атрыманы кусок металу, які ўяўляе сабой адзін крышталю, яго называюць монакрышталем.

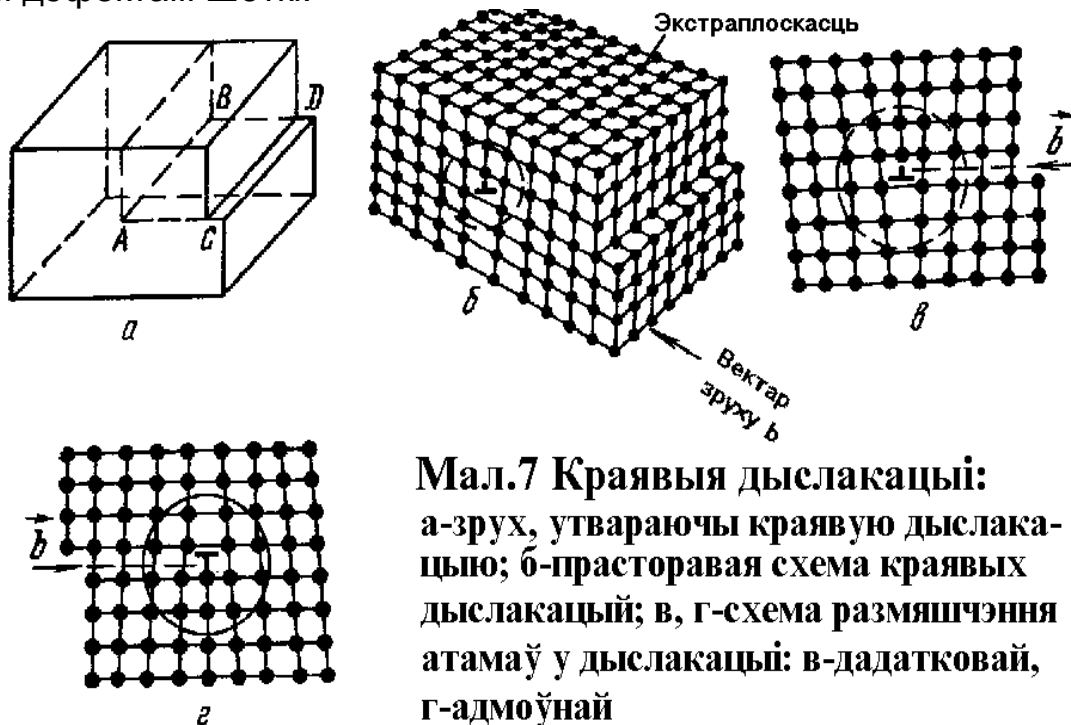
У цяперашні час у лабараторыях вырошчваюць монакрышталі масай у некалькі соцень грамаў і больш.

Будова рэальных крышталю адрозніваюцца ад будовы ідэальных. У рэальных крышталюх заўсёды змяшчаюцца дэфекты, а таму няма ідэальна

Дэфекты крышталёў дзеляць на кропкавыя, лінейныя, паверхневыя і аб'ёмныя. Памеры кропкавага дэфекта блізкія да міжатамнай адлегласці. У лінейных дэфектах даўжыня на некалькі парадкаў большая за шырыню; у паверхневых дэфектах малая таўшчыня, а шырыня і даўжыня большыя за яе на некалькі парадкаў. Аб'ёмныя дэфекты (поры, трэшчыны) маюць значныя памеры па ўсіх трох напрамках.

Кропкавыя дэфекты. Да іх адносяць вакансіі (вузлы ў крышталічнай рашотцы, свабодныя ад атамаў), міжвузлавые атамы (атамы, якія знаходзяцца па-за вузламі крышталічнай рашоткі), а таксама прымесныя атамы, якія могуць або замяшчаць атамы асноўнага металу (прымесі замяшчэння), або ўкараняцца ў найбольш свабодныя месцы рашоткі (поры або межвузлавые) аналагічна міжвузлавым атамам (прымесі ўкаранення) (мал. 6).

Пры пераходзе атама з раўнаважнага становішча (вузла) у міжвузлавое узнікае пара вакансій - міжвузлавая атама, якая называецца дэфектам Фрэнкеля, а калі атама са свайго вузла выходзіць на паверхню крышталю, то ўтвараецца дэфект, названы дэфектам Шоткі.



Усе віды кропкавых дэфектаў скажаюць крышталічную рашотку і, у пэўнай меры, уздзейнічаюць на фізічныя ўласцівасці. У тэхнічна чыстых металох кропкавыя дэфекты павышаюць

електрасупраціўленне, а на механічныя ўласцівасці амаль не ўздзейнічаюць. Толькі пры вялікіх канцэнтрацыях дэфектаў у апараментах металу паніжаецца пластычнасць і значна змяняюцца другія ўласцівасці.

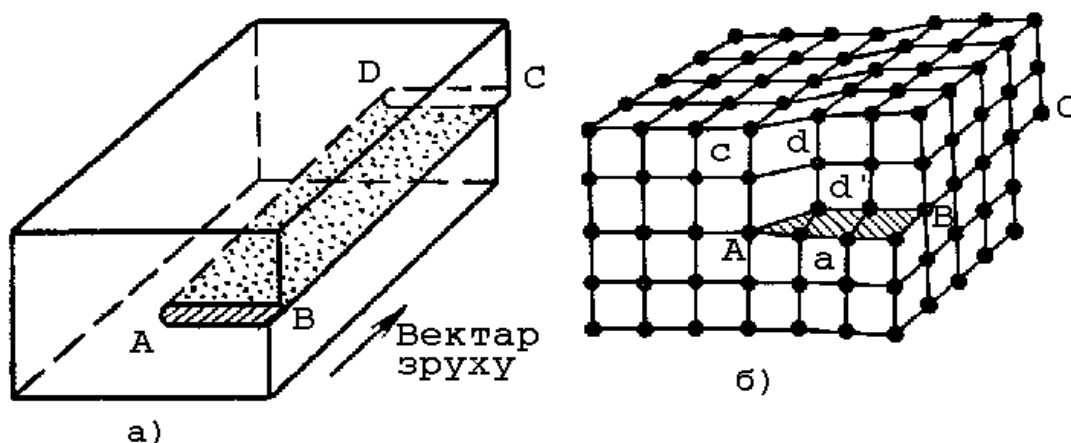
Лінейныя дэфекты. Гэтыя недасканаласці называюць дыслакацыямі. Крышталічная рашотка з краявой дыслакацыяй паказана на мал.7.

Краявая дыслакацыя (мал. 7 б і в) уяўляе сабой лакалізаванае сыходжанне крышталічнай рашоткі, вызванае наяўнасцю ў ёй “лішняй” атамнай паўплоскасці або экстраплоскасці (перпендыкулярна да плоскасці чарцяжа).

Найбольш прасты і наглядны спосаб утварэння дыслакацыі ў крышталі - зрух (мал. 7 а). Калі верхнюю частку крышталю зрушыць адносна ніжняй на адну міжатамную адлегласць, прычым зафіксаваць становішча, калі зрух ахапіў не ўсю плоскасць слізгання, а толькі частку яе ABCD, то мяжа АВ паміж часткам, дзе слізганне ўжо прайшло, і не парушаным часткам у плоскасці слізгання і будзе дыслакацыяй. Як бачна з мал. 7, лінія краявой дыслакацыі перпендыкулярна вектару зруху.

Край экстраплоскасці АВ уяўляе сабой лінію краявой дыслакацыі, даўжыня якой можа дасягаць некалькі тысяч міжатамных адлегласцей.

Над лініяй дыслакацыі атомы ў крышталі збліжаны, а пад ёй - расцягнуты.



Мал. 8. Вінтавая дыслакацыя:
 а - зрух, які стварае вінтавую дыслакацыю;
 б - размяшчэнне атамаў

Калі экстраплоскасць знаходзіцца ў верхняй частцы крышталю, то дыслакацыю называюць станоўчай і абазначаюць \perp (мал. 7 в), а калі ў ніжняй - то адмоўнай і абазначаюць \top (мал. 7 г). Розніца паміж імі ўмоўная. Пераварочваючы крышталю, пераўтвараюць адмоўную дыслакацыю ў станоўчую. Знак дыслакацыі важны пры аналізе іх узаемадзеяння.

Акрамя краявых адорозніваюць яшчэ вінтавыя дыслакацыі. У адрозненне ад краявых яны размяшчаюцца паралельна напрамку зруху (лінія АД на мал. 8). Пры наяўнасці вінтавой дыслакацыі крышталю можна разглядаць як складзеныя з адной атамнай плоскасці, закручанай у выглядзе вінтавой паверхні. На мал. 8 б паказана размяшчэнне атамаў на вінтавой паверхні ўздоўж вінтавой дыслакацыі.

Дыслакацыі акружаны палямі пругкіх напружанняў, якія вызываюць скажэнне крышталічнай рашоткі. У краявой дыслакацыі вышэй за край экстраплоскасці міжатамныя адлегласці меншыя чым нармальныя, а ніжэй за край - большыя. Гэта характарызуецца энергіяй скажэння крышталічнай рашоткі.

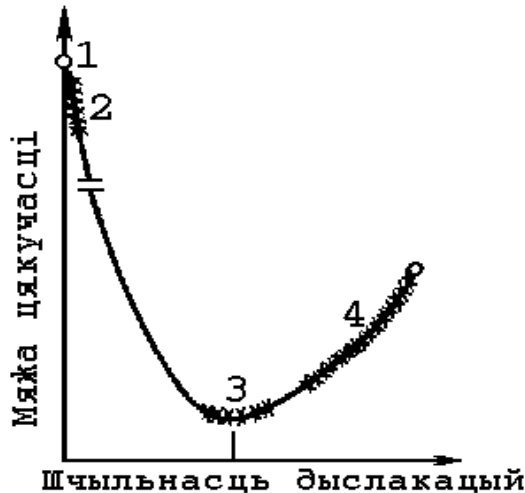
Дыслакацыі ўтвараюцца ў працэсе крышталізацыі металаў (пры зрастанні зерняў і блокаў) з групы вакансій, а таксама ў працэсе пластычнай дэфармацыі і фазавых пераўтварэнняў.

Важнай характарыстыкай дыслакацый з'яўляецца шчыльнасць. Пад шчыльнасцю дыслакацый разумеюць сумарную даўжыню ўсіх ліній дыслакацый у адзінцы аб'ёму:

$$\rho = \frac{\sum L}{V} \quad [\text{см}/\text{см}^3]. \quad (1.3)$$

Размернасць шчыльнасці дыслакацый (см^{-2}).

У паўправадніковых крышталюх яна роўная $10^4 - 10^5 \text{ см}^{-2}$, у адпаленых металох - $10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$. Пры халоднай пластычнай дэфармацыі шчыльнасць дыслакацый узрастае да $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Спраба павялічыць шчыльнасць звыш 10^{12} см^{-2} хутка прыводзіць да з'яўлення трэшчын і разбурэння металу. Дыслакацыі ўзнікаюць пры крышталізацыі, шчыльнасць якіх вялікая, таму яны значна ўздзейнічаюць на ўласцівасці матэрыялаў. Дыслакацыі разам з другімі дэфектамі ўдзельнічаюць у фазавых пераўтварэннях, рэкрышталізацыі, з'яўляюцца гатовымі цэнтрамі пры выпадзенні другой фазы з цвёрдага раствору. Уздоўж дыслакацый хуткасць дыфузіі на некалькі парадкаў вышэй, чым праз крышталічную рашотку без дэфектаў.



Мал. 9. Залежнасць мяжы цякучасці ад шчыльнасці дэфектаў:

- 1 - ідэальны крышталі без дэфектаў;
- 2 - бездэфектныя крышталі “вусы”;
- 3 - адпаленыя металы; 4 - металы з павялічанай шчыльнасцю дэфектаў пасля апрацоўкі

сабой паверхні раздзела паміж асобнымі зернямі або субзернямі ў полікрысталічным метале; да іх адносяцца таксама дэфекты ўпакоўкі (мал. 10).

Кожнае зерне металу складаецца з асобных субзерняў, якія ўтвараюць так званую субструктуру. Розныя аб'ёмы металу звычайна разарыентаваны адзін адносна другога на велічыню ад некалькіх доляў да адзінак градуса - субструктура (мала- і сярэднеуглавая межы) або да некалькіх дзесяткаў градусаў - зерневая структура (вялікауглавая межы). Субзерні маюць памеры (0,1-1мкм) на адзін - тры парадкі меншыя, чым у зерняў. У межах кожнага субзерня рашоткі маюць аднолькавую арыенціроўку.

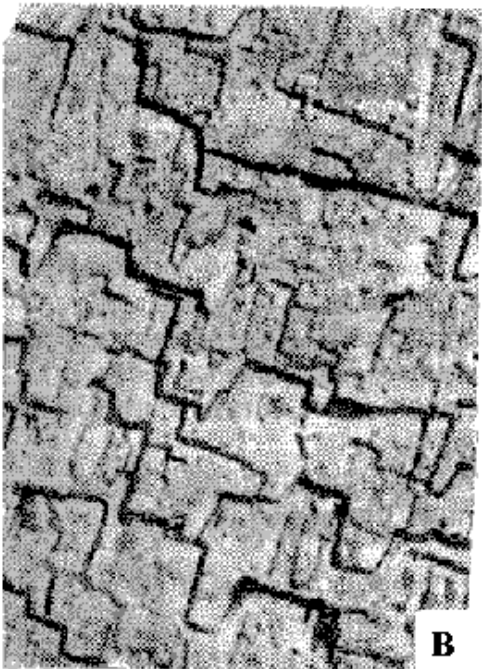
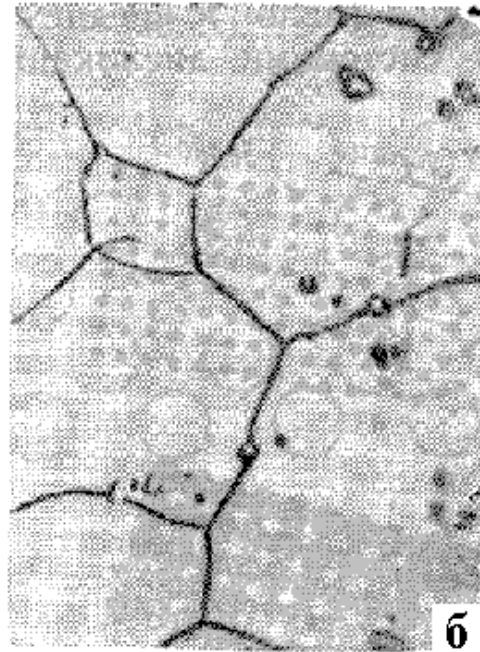
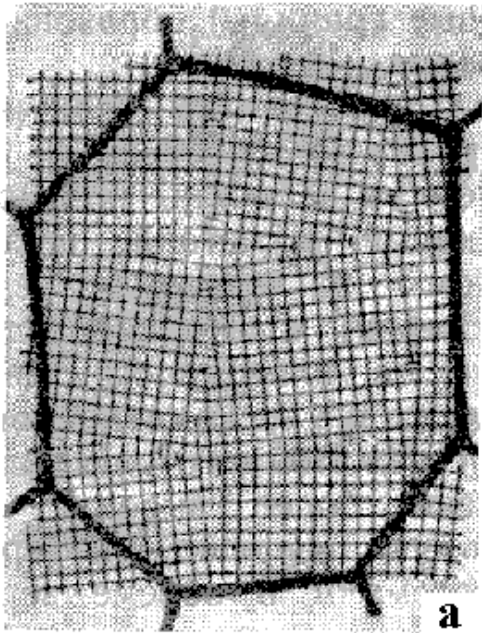
Вывучэнне субструктуры мае вялікае значэнне, таму што памеры і разарыентаванасць субзерняў аказваюць уздзеянне на многія ўласцівасці металаў.

Межы паміж асобнымі крышталітамі (зернямі) звычайна уяўляюць пераходную вобласць шырынёй да 3-4 міжатамных адлегласцей, у якіх рашотка аднаго крышталіта, які мае пэўную

Асабліва значным з'яўляецца ўздзеянне дыслакацый на трываласць крышталёў. Дзякуючы рухомым дыслакацыям эксперыментальна вызначана мяжа цякучасці металаў, яна ў 1000 раз меншая за тэарэтычнае значэнне (мал. 9). Пры значным павелічэнні шчыльнасці дыслакацый і змяншэнні іх рухомасці трываласць павялічваецца ў некалькі разоў у параўнанні з адпаленым становішчам. Трываласць бездэфектных участкаў (у тым ліку доўгіх і тонкіх “вусоў”, атрыманых крышталізацыяй з газавай фазы) прыбліжаецца да тэарэтычнай.

Паверхневыя дэфекты.

Яны ўяўляюць



Мал.10 Структура металу:

а- схема будовы зерня металу;

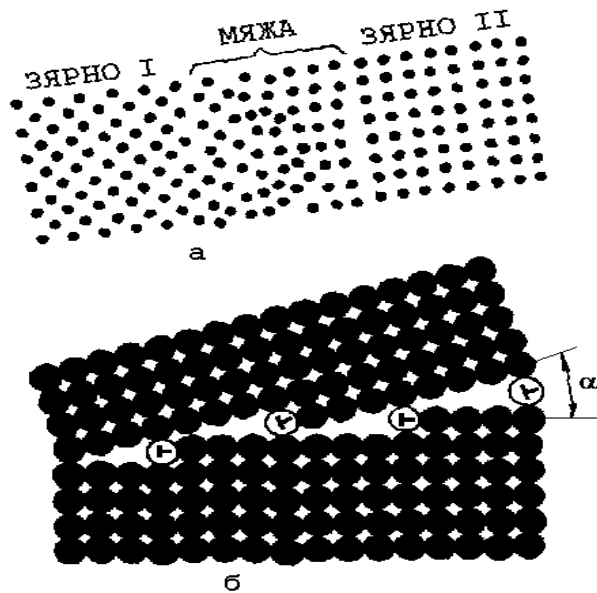
б- зярністая структура металу;

в- субструктура зерня

крышталеграфічную арыентацыю, пераходзіць у рашотку другога крышталея, што мае іншую арыентацыю. Таму на мяжы зерня ў пераходнай вобласці атамы размешчаны інакш, чым у аб'ёме зерня (мал. 11 а). Акрамя таго, па межах зерня ў тэхнічных металух збіраюцца прымесі, што яшчэ больш парушае правільны парадак размяшчэння атамаў. Некалькі меншыя парушэнні назіраюцца па межах субзерняў.

Субмежы (мала- і сярэдневуглавыя межы) утвораны пэўнымі сістэмамі дыслакацый (мал. 11 б).

З павелічэннем вугла разарыенціроўкі субзерняў α і памяншэннем іх велічыні шчыльнасць дыслакацый у метале павышаецца. Атамы на межах зерняў (або субзерняў) і атомы, размешчаныя на паверхні крышталю, з-за несамаадвольнасці сіл міжатамнага ўзаемадзеяння, маюць больш высокую патэнцыяльную энергію ў параўнанні з атамамі ў аб'ёме зерняў.



Мал. 11. Схема будовы межаў:
а - вялікавуглавая мяжа зерня; б - малавуглавая мяжа субзерня

2. ФАРМІРАВАННЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛАЎ ПРЫ КРЫШТАЛІЗАЦЫІ

Пераход металу з вадкага або парападобнага стану ў цвёрды з утварэннем крышталічнай структуры называецца першаснай крышталізацыяй.

Утварэнне новых крышталёў у цвёрдым крышталічным рэчыве называецца другаснай крышталізацыяй.

Працэс крышталізацыі складаецца з двух працэсаў, якія праходзяць адначасова, - зараджэння і росту крышталёў. Яны могуць зараджацца самаадвольна (самаадвольная крышталізацыя) або расці на наяўных гатовых цэнтрах крышталізацыі (несамаадвольная крышталізацыя).

2.1. Самаадвольная крышталізацыя

Самаадвольная крышталізацыя абумоўлена імкненнем рэчыва мець больш устойлівы стан, характарызуемы памяншэннем тэрмадынамічнага патэнцыялу G .

З павышэннем тэмпературы велічыня G рэчыва як у цвёрдым, так і ў вадкім стане памяншаецца (мал. 12).

Тэмпература, пры якой тэрмадынамічныя патэнцыялы рэчыва ў цвёрдым і вадкім стане роўныя, называецца раўнаважнай тэмпературай крышталізацыі T_s .

Крышталізацыя працякае ў тым выпадку, калі велічыня G у цвёрдым стане



Мал. 12. Змяненне тэрмадынамічнага патэнцыялу ў залежнасці ад тэмпературы для металу ў цвёрдым і вадкім станах

будзе меншая за тэрмадынамічны патэнцыял рэчыва ў вадкім стане, гэта значыць пры пераахалоджванні вадкага металу да тэмпературы T_p ніжэйшай за раўнаважную. Плаўленне - працэс адваротны крышталізацыі, працякае пры тэмпературы вышэйшай за раўнаважную, гэта значыць пры перагрэве. Розніца паміж рэальнымі тэмпературамі плаўлення і крышталізацыі называецца тэмпературным гістэрэзісам.

Паколькі вадкі метал з уласцівым яму бліжнім парадкам у размяшчэнні атамаў валодае большай унутранай энергіяй, чым цвёрды са структурай дальняга парадку, пры крышталізацыі выдзяляецца цеплыня. Паміж цеплынёй Q і тэмпературай крышталізацыі T_k існуе відавочная сувязь. Паколькі пры раўнаважнай тэмпературы крышталізацыі тэрмадынамічныя патэнцыялы ў вадкім і цвёрдым становішчах роўныя, то атрымліваем, што

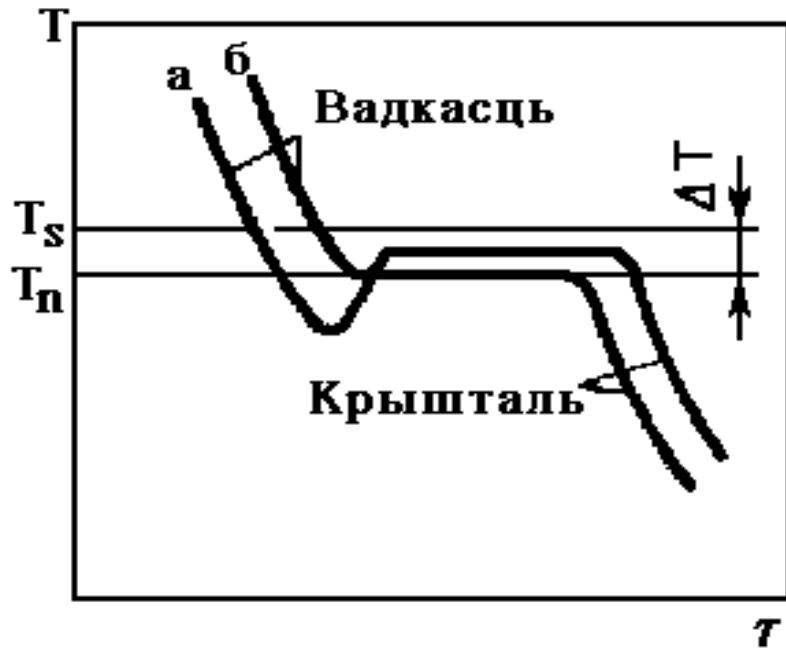
$$\Delta H_B - T_k \Delta S_B = \Delta H_{цв} - T_k \Delta S_{цв} ; \quad (2.1)$$

$$\Delta H_B - \Delta H_{цв} = T_k (\Delta S_B - \Delta S_{цв}) ; \quad (2.2)$$

$$Q = T_k \Delta S, \quad (2.3)$$

дзе H_B і $H_{цв}$ - энталпія вадкага і цвёрдага металаў;
 S_B і $S_{цв}$ - энтрапія вадкага і цвёрдага металаў.

Параметр $\Delta S = Q/T_k$ характарызуе ўпарадкаванасць у размяшчэнні атамаў пры крышталізацыі. У залежнасці ад сіл атамных сувязей цеплыня крышталізацыі для розных металаў мяняецца ад 2500 Дж/моль (Na, K і інш.) да 20000 Дж/моль (W і інш.). Калі крышталізуецца чысты элемент, адвод цеплыні, які працякае з-за ахалоджвання, кампенсуецца цеплынёй крышталізацыі. У сувязі з гэтым на крывой ахалоджвання, адлюстраванай у каардынатах тэмпература-час, працэсу крышталізацыі адпавядае гарызантальны ўчастак (мал. 13). Пры большым аб'ёме вадкага металу цеплыня, якая выдзяляецца пры крышталізацыі, павышае тэмпературу T_n практычна да раўнаважнай (мал. 13, крывая а); пры малым аб'ёме металу цеплыні, якая выдзяляецца, недастаткова, з прычыны чаго крышталізацыя праходзіць з пераахалоджваннем у параўнанні з раўнаважнай тэмпературай (мал. 13, крывая б).



Мал. 13. Крывыя ахалоджвання металу

Пры большым аб'ёме вадкага металу цеплыня, якая выдзяляецца пры крышталізацыі, павышае тэмпературу T_n практычна да раўнаважнай (мал. 13, крывая а); пры малым аб'ёме металу цеплыні, якая выдзяляецца, недастаткова, з прычыны чаго крышталізацыя праходзіць з пераахалоджваннем у параўнанні з раўнаважнай тэмпературай (мал. 13, крывая б).

Разніца паміж раўнаважнай (T_s) і рэальнай (T_n) тэмпературамі крышталізацыі называюць ступенню пераахалоджвання (ΔT). Ступень пераахалоджвання залежыць ад прыроды металу. Яна павялічваецца з павышэннем чысціні металу і з ростам хуткасці ахалоджвання. Звычайная ступень пераахалоджвання металу пры крышталізацыі ў вытворчых умовах вагаецца ад 10 да 30°C; пры большых хуткасцях ахалоджвання яна можа дасягаць соцень градусаў:

Me	Pb	Sn	Sb	Au	Cu	Fe	Ni	Co	Pt
ΔT	80	118	135	230	236	295	319	330	370

Ступень перагрэву пры плаўленні металаў, як правіла, не перавышае некалькіх градусаў.

У вадкім стане атамы рэчыва з прычыны цеплавога руху перамяшчаюцца хаатычна. У той жа час у вадкасці маюцца групіроўкі атамаў невялікага аб'ёму, у межах якіх размяшчэнне атамаў рэчыва ў многім аналагічна іх размяшчэнню ў рашотцы металу. Гэтыя групіроўкі няўстойлівыя, яны рассмоктваюцца і зноў ўзнікаюць у вадкасці. Пры пераахладжванні вадкасці асобныя з іх, найбольш вялікія, становяцца ўстойлівымі і здольнымі да росту. Гэтыя ўстойлівыя групіроўкі атамаў называюцца цэнтрамі крышталізацыі (зародкамі). Утварэнню зародкаў спрыяюць флуктуацыі энергіі, гэта значыць адхіленні энергіі групавак атамаў у асобных зонах вадкага металу ад нейкага сярэдняга значэння. Памер зародка, які утварыўся, залежыць ад велічыні зоны флуктуацыі.

З'яўленне цэнтраў змяняе тэрмадынамічны патэнцыял сістэмы $\Delta G_{ар}$ (мал.14). З аднаго боку, пры пераходзе вадкасці ў крышталічны стан тэрмадынамічны патэнцыял памяншаецца на $V \Delta G_v(G_1)$, з другога боку, ён павялічваецца з прычыны з'яўлення паверхні раздзелу паміж вадкасцю і крышталічным зародкам на велічыню, роўную $S\sigma(G_2)$:

$$\Delta G_{ар} = -V\Delta G_v + S\sigma, \quad (2.4)$$

дзе V - аб'ём зародка, см^3 ;

S - паверхня зародка, см^2 ;

σ - удзельнае паверхневае нацяжэнне на мяжы крышталі - вадкасць, Дж/см^2 (Н/м);

ΔG_v - удзельная рознасць тэрмадынамічных патэнцыялаў пры пераходзе вадкасці ў крышталічны стан, Дж/см^3 ,

$$\Delta G_v = Q\Delta T / T_k. \quad (2.5)$$

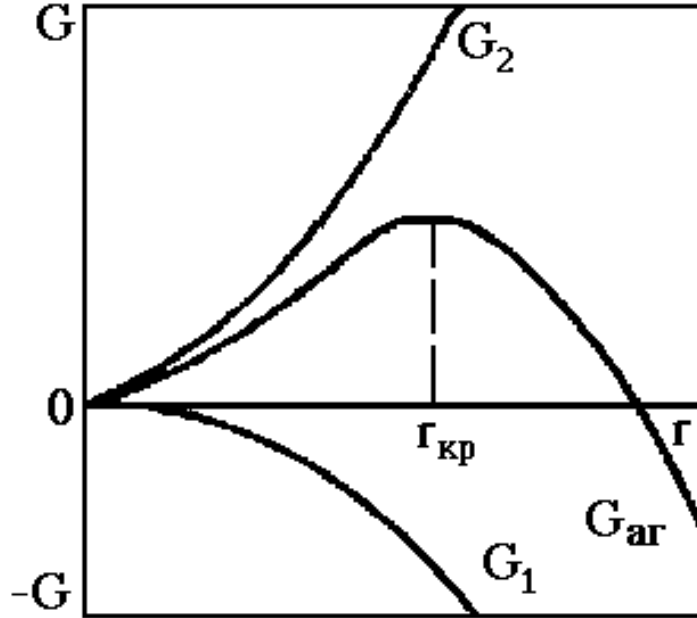
Калі прыняць, што зародак мае форму куба з рабрам A , то агульнае змяненне тэрмадынамічнага патэнцыялу:

$$\Delta G_{ар} = A^3 \Delta G_v + 6A^2 \sigma. \quad (2.6)$$

З выразу (2.6) вынікае, што графічная залежнасць змянення тэрмадынамічнага патэнцыялу ад памераў зародка мае максімум (мал. 14) пры нейкім значэнні A , названым крытычным. Зародкі з памерам большым за крытычны вызываюць памяншэнне $\Delta G_{ар}$ і таму з'яўляюцца ўстойлівымі, здольнымі да росту. Зародкі, якія маюць памер меншы за крытычны нестабільныя і раствараюцца ў вадкасці, паколькі вызываюць павелічэнне $\Delta G_{ар}$. Для знаходжання крытычнага памеру A трэба прадыверэнтаваць ΔG па A і прыраўнаваць вытворную да нуля $d\Delta G_{ар}/dA=0$, тады

$$A_{кр} = 4\sigma / \Delta G_v. \quad (2.7)$$

З павелічэннем ступені пераахалоджвання павярхневае нацяжэнне мяняецца нязначна, а ΔG_v хутка павышаецца. Такім чынам, з павелічэннем ступені пераахалоджвання крытычны памер зародка ўбывае, з'яўляецца больш зародкаў, здольных да росту. У гэтым лёгка пераканацца, калі падлічыць крытычны памер зародка, напрыклад, жалеза, пры розных ступенях пераахалоджвання



Мал. 14. Змяненне тэрмадынамічнага патэнцыялу пры ўтварэнні зародкаў у залежнасці ад іх памеру

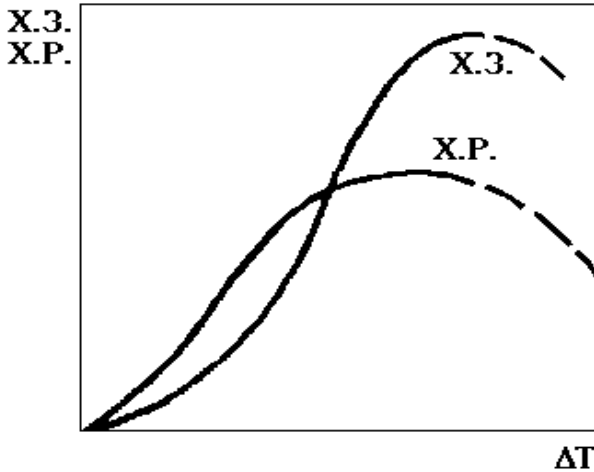
($\Delta T_1=10\text{K}$ і $\Delta T_2=100\text{K}$). Ведаючы удзельную скрытую цеплыню плаўлення жалеза $Q=1,5 \cdot 10^3 \text{ Дж/см}^3$ і тэмпературу яго плаўлення (крышталізацыі) - 1812 K , па формуле (2.5) падлічваюць ΔG_v пры $\Delta T_1=10\text{K}$; $\Delta G_v = 1,5 \cdot 10^3 / 1812 = 8,278 \text{ Дж/см}^3$. Падстаўляючы атрыманае значэнне ΔG_v і значэнне σ (для жалеза яно роўна $204 \cdot 10^7 \text{ Дж/см}^2$) у формулу (2.7), атрымаем $A_{кр} = 4 \cdot 204 \cdot 10^7 / 8,278 = 98,6 \cdot 10^7 \text{ см} = 98,6 \text{ нм}$.

Аналагічна праведзеныя разлікі для $\Delta T_2=100\text{K}$, паказваюць, што ў гэтым выпадку $A_{кр}=9,86 \text{ нм}$.

Ведаючы, што перыяд рашоткі высокатэмпературнай мадыфікацыі жалеза прыблізна роўны $0,3 \text{ нм}$, можна падлічыць лік элементарных ячэек у зародку крытычнага памеру. Пры ступені пераахалоджвання 10 K зародак жалеза крытычнага памеру будзе ўтрымліваць $3,55 \cdot 10^7$ элементарных ячэек, а пры ступені пераахалоджвання 100 K - $3,55 \cdot 10^4$.

Хуткасць працэсу і канчатковы памер крышталёў пры зацвердзяванні вызначаюць суадносінай хуткасцей іх росту і ўтварэння цэнтраў крышталізацыі. Хуткасць утварэння зародкаў вымяраецца лікам зародкаў, якія ўтвараюцца ў адзінку часу ў

адзінцы аб'ёму ($1\text{мм}^3\cdot\text{с}^{-1}$); хуткасць росту - павелічэннем лінейнага памеру растукага крыштала ў адзінку часу ($\text{мм}/\text{с}$). Абодва працэсы звязаны з перамяшчэннем атамаў і залежаць ад тэмпературы. Графічная залежнасць хуткасці ўтварэння зародкаў і хуткасці іх росту ад ступені пераахалоджвання паказана на мал. 15.



Мал. 15. Змяненне хуткасці ўтварэння зародкаў Х.З. і хуткасці росту крысталёў Х.Р. у залежнасці ад ступені пераахалоджвання

ўзыходзячыя галіны крывых. Гэта значыць, што пры раўнаважнай тэмпературы, калі ступень пераахалоджвання роўная нулю, хуткасць утварэнняў і хуткасць росту таксама роўныя нулю. У гэтым выпадку крышталізацыя не працякае. Пры невялікіх ступенях пераахалоджвання, калі вялікі зародак крытычнага памеру, а хуткасць іх утварэння малая, пры зацвердзяванні фарміруецца буйнакрышталічная структура. Невялікія ступені пераахалоджвання дасягаюцца

пры заліўцы вадкага металу ў форму з нізкай цеплаправоднасцю (земляная, шамотавая) або ў падагрэтую металічную форму. Павелічэнне пераахалоджвання назіраецца пры заліўцы вадкага металу ў халодныя металічныя формы, а таксама пры памяншэнні таўшчыні сценак адліўкі. У гэтым выпадку атрымоўваюцца больш дробныя крысталі, паколькі хуткасць утварэння зародкаў павялічваецца больш інтэнсіўна, чым хуткасць іх росту.

2.2. Несамаадвольная крышталізацыя

Самаадвольнае ўтварэнне зародкаў на аснове фазавых і энергетычных флуктуацый можа працякаць толькі ў высакачыстым вадкім метале.

Часцей крыніцай утварэння зародкаў з'яўляюцца ўсе магчымыя цвёрдыя часціцы (неметалічныя ўключэнні, аксіды і г.д.), якія заўсёды прысутнічаюць у расплаве. Калі часціцы прымесі маюць аднолькавую крышталічную рашотку з рашоткай зацвердзяючага металу (так званыя ізаморфныя прымесі) і памеры спалучаемых рашотак прымесі і крышталізуючага рэчыва, якое крышталізуецца, прыкладна аднолькавыя (адрозненне не перавышае 9%), то яны выконваюць ролю гатовых цэнтраў крышталізацыі.

Структурнае падабенства паміж паверхнямі спалучэння зародка і часціцы пабочнай прымесі прыводзяць да памяншэння памеру крышталічнага зародка, работы яго ўтварэння, і зацвердзяванне вадкасці пачынаецца пры меншым пераахладжванні, чым пры самаадвольным зараджэнні.

Чым больш прымесей, тым больш цэнтраў крышталізацыі, тым драбней атрымліваецца зерне. Такое ўтварэнне зародкаў называюць гетэрагенным.

Працэс крышталізацыі звычайна пачынаецца ад сценак формы, якія выконваюць тую ж ролю, што і ўключэнні.

Калі неізаморфныя прымесі папярэдне знаходзіліся ў кантакце з крышталямі дадзенага рэчыва, то будова іх паверхневага слоя мяняецца, прыстасоўваючыся да будовы крышталя. Такі працэс называюць актывацыяй прымесі. На актываванай прымесі могуць абсарбіравацца атамы металу, які крышталізуецца.

Раствораныя (а не ўзважаныя) у вадкім метале прымесі таксама могуць здрабняць зерне і мяняць яго форму. У гэтым выпадку прымесі пры зацвердзяванні асаджаюцца ў выглядзе тонкага слоя на паверхні растучага крышталя, што прыводзіць да памяншэння паверхневай энергіі. Такія прымесі называюць паверхневаактыўнымі.

Мадыфікаванне - скарыстоўванне спецыяльна ўводзімых у вадкі метал прымесей (мадыфікатараў) для атрымання дробнага зерня па апісаных вышэй механізмах. Гэтыя прымесі, практычна не змяняючы хімічнага саставу сплаву, вызываюць пры крышталізацыі здрабненне зерня і ў выніку паляпшаюць механічныя ўласцівасці. Так, напрыклад, пры мадыфікаванні магнезых сплаваў зерне памяншаецца ад 0,2-0,3 да 0,01-0,02 мм. Пры заліўцы фасонных адлівак мадыфікаванне часцей прыводзіць уводам у расплаў дабавак, якія ўтвараюць тугаплаўкія злучэнні (карбіды, нітрыды, аксіды). Яны крышталізуюцца ў пер-

шую чаргу. Выдзяляючыся ў выглядзе найдрабнейшых часціц, гэтыя злучэнні служаць зародкамі крышталёў, якія ўтвараюцца пры зацвердзяванні. У якасці мадыфікатараў пры мадыфікаванні алюмініевых сплаваў праявляюць Ti, V, Zr, Na; магнезійных сплаваў - магнезіт, мел, радзей графіт, карбіды алюмінію і кальцыю; сталі - Al, Ti, V. Бор праявляюць у якасці паверхнева-актыўных мадыфікатараў для некаторых нікелевых і жалезных сплаваў, а магній - для чыгуну.

2.3. Аморфны стан металаў

Пры звышвысокіх хуткасцях ахалоджвання з вадкага стану ($>10^6$ °C/c) дыфузійныя працэсы настолькі запавольваюцца, што падаўляецца ўтварэнне зародкаў і рост крышталёў. У гэтым выпадку пры зацвердзяванні ўтвараецца аморфная структура. Матэрыялы з такой структурай атрымалі назву аморфных сплавы або металічныя шкліны.

Аморфны стан забяспечвае металічным матэрыялам уласцівасці, якія значна адрозневаюцца ад ўласцівасцей адпаведных матэрыялаў з крышталічнай структурай. Так, аморфныя магнітамяккія матэрыялы характарызуюцца прамавугольнай пятлёй гістэрэзісу, высокай магнітнай прапушчальнасцю і вельмі малой каэрцытыўнай сілай. Пры гэтым магнітныя ўласцівасці матэрыялу мала адчувальныя да механічных уздзеянняў на яго. Атрыманы аморфныя матэрыялы і з высокай магнітнай энергіяй. Удзельнае электрычнае супраціўленне аморфных металічных матэрыялаў у 2-3 разы вышэй, чым у падобных сплавах з крышталічнай структурай. Аморфныя металічныя матэрыялы добра спалучаюць высокія трываласць, цвёрдасць і зносастойкасць з добрай пластычнасцю і каразійнай стойкасцю. Вялікае практычнае значэнне мае таксама і магчымасць атрымання аморфных металаў у выглядзе стужкі, дроту дыяметрам некалькі мікраметраў непасрэдна пры заліўцы, абыходзячы такія дарагія аперацыі, як коўка, пракатка, валачэнне, прамежкавыя адпал, загартоўка, траўленне.

Зацвердзяванне з утварэннем аморфнай структуры прыняцыва магчыма практычна для ўсіх металаў. У цяперашні час аморфная структура атрымана ў больш чым 20 чыстых металаў і паўправадніковых матэрыялаў і больш як у 110 сплаваў. Гэта сплавы лёгкаплаўкіх (Pb, Sn, Al і інш.), рэдказемельных і пераходных (Fe, Co, Mn, Cr і інш.) металаў. Для ўтварэння аморфнай

структуры пераходных металаў да іх неабходна прыбаўляць так званыя аморфаўтвараючыя элементы (С, Р, В, N, S і інш.). Пры гэтым састаў аморфнага сплаву павінен адказваць формуле $M_{80}X_{20}$, дзе М - адзін ці некалькі пераходных металаў; Х - элементы, дабаўляемыя для ўтварэння і стабілізацыі аморфнай структуры. Так, вядомы аморфныя сплавы, састаў якіх адпавядае формулам $Fe_{80}P_{13}B_7$, $Fe_{70}Cr_{10}P_{15}B_5$, $Ni_{80}S_{20}$, $Fe_{40}Ni_{40}S_{14}B_6$ і інш.

Звышвысокія хуткасці ахалоджвання вадкага металу ($>10^6$ °С/с) для атрымання аморфнай структуры магчыма рэалізаваць такімі спосабамі, як катапультаванне каплі на халодную пласціну, цэнтрыфугаванне каплі або струменя, распыленне струменя газам або вадкасцю з высокай ахалоджвальнай здольнасцю і інш. Найбольш эфектыўнымі спосабамі атрымання стужак, прыгодных для практычнага прымянення, лічаць ахалоджванне вадкага металу на знешняй або ўнутранай паверхні вырабленых з матэрыялаў высокай цеплаправоднасці барабанаў, якія круцяцца, пракатку паміж халоднымі валкамі металу, падаваемага ў выглядзе струменя.

Тонкі слой аморфнага металу атрымоўваюць пры расплаўленні паверхні вырабу лазерным праменем дзякуючы хуткаму адводу цеплыні пры зацвердзяванні масай асноўнага металу.

Металічныя матэрыялы з аморфнай структурай магчыма атрымаць не толькі пры зацвердзяванні з вадкага стану, але і шляхам звышхуткага ахалоджвання з газавага асяроддзя (парападобнага або іанізаванага стану), электролізам і катодным расплаўленнем з высокімі хуткасцямі ахалоджвання.

3. БУДОВА СПЛАВАЎ

Чыстыя металы валодаюць нізкай трываласцю і ў значнай колькасці выпадкаў не забяспечваюць патрэбных фізіка-хімічных і тэхналагічных уласцівасцей. Трэба адзначыць, што паняцце “чысты метал” умоўнае. У далейшым пад гэтым тэрмінам будзем разумець метал, які ўтрымлівае менш за 0,01-0,001% прымесей. У астатніх выпадках - тэхнічна чысты метал з утрыманнем прымесей 0,5-0,1%, які атрымліваюць заводскім спосабам. Чыстыя металы ў тэхніцы прымяняюць рэдка. Найбольш шырока выкарыстоўваюць сплавы металаў з металумі або неметалумі.

Пад сплавам разумеюць рэчыва, атрыманае сплаўленнем двух або большай колькасці элементаў. Тэрмін “сплаў” у

цяперашні час мае больш шырокае значэнне, таму што многія матэрыялы атрымліваюць і другімі тэхналагічнымі спосабамі, напрыклад парашковай металургіяй (прэсаванне цвёрдых часціц і іх далейшае спяканне пры высокіх тэмпературах), дыфузійным (пранікненне аднаго цвёрдага рэчыва ў другое цвёрдае рэчыва пры высокіх тэмпературах); сплавы можна атрымліваць пры плазменным напыленні, у выніку крышталізацыі пары у вакууме, пры электrolізе, узгонцы і г.д. Сплавы, атрыманыя падобнымі спосабамі нярэдка называюць псеўдасплавамі.

Сплаў, які прыгатаваны пераважна з металічных элементаў і валодае металічнымі ўласцівасцямі, называецца металічным. Рэчывы, якія ўтвараюць сплавы, называюцца кампанентамі.

У сплавах кампаненты могуць па рознаму ўзаемадзейнічаць паміж сабой, утвараючы розныя па хімічнаму саставу, тыпу сувязі і будове, крышталічныя фазы. Фазай называецца фізічна і хімічна аднародная частка сістэмы (металу або сплаву), якая мае аднолькавы састаў, адзін і той жа агрэгатны стан і аддзеленая ад другіх частак сістэмы паверхняй раздзелу. Напрыклад, вадкі метал (сплаў) з'яўляецца аднафазнай сістэмай. Сумесь двух розных па будове і саставу крышталёў, размежаваных паверхняй раздзелу або адначасовая прысутнасць вадкага сплаву (металу) і крышталёў уяўляе сабой двухфазныя сістэмы.

Крышталічныя фазы ў залежнасці ад атамна-крышталічнай будовы прынята дзяліць на два асноўныя віды: цвёрдыя растворы і прамежжавыя фазы. Цвёрдымі растворамі называюць крышталі, у якіх захоўваецца крышталічная рашотка аднаго элемента-растваральніка. У прамежжавых фазах утвараецца новы тып крышталічнай рашоткі, якая адрозніваецца ад рашоткі элементаў, што ўтвараюць яго.

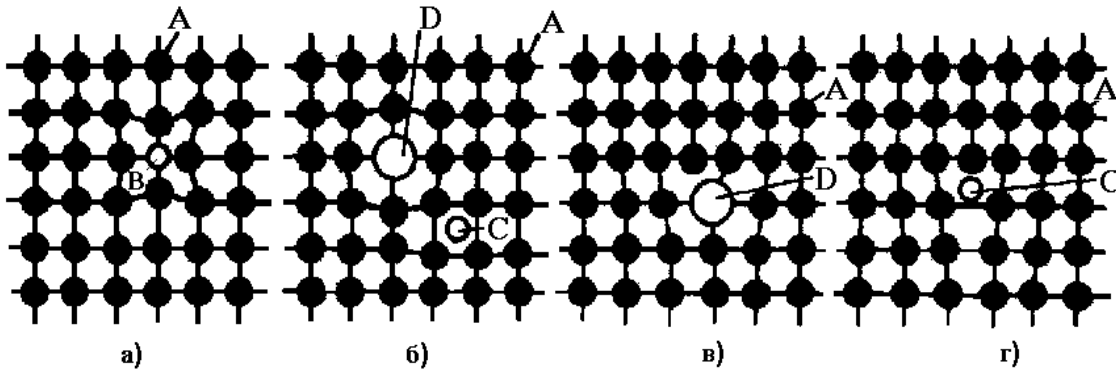
Такім чынам, акрамя класіфікацыі крышталёў па відах сувязі, прымяняюць дзяленне па тыпах крышталічнай рашоткі. Такая класіфікацыя дазваляе прагназаваць характар змянення ўласцівасцей сплава ў залежнасці ад яго саставу.

3.1. Цвёрдыя растворы

Цвёрдыя растворы з'яўляюцца крышталічнымі фазамаі пераменнага саставу. Атамы растваранага элемента В размяшчаюцца ў крышталічнай рашотцы растваральніка - элемента А (замышчаюць атамы ў вузлах рашоткі) ці ўкараняецца ў міжвузлавые поры. У першым выпадку крышталі называюць

цвёрдымі растворамі замяшчэння, у другім - цвёрдымі растворамі ўкаранення (мал.16). Колькасць замешчаных атамаў, так як і колькасць укаранёных, можа мяняцца ў шырокіх межах, што і прыводзіць да пераменнай растваральнасці цвёрдых раствораў. Растваральнасць можа быць неабмежаванай для цвёрдых раствораў замяшчэння і абмежаванай для тых і другіх.

Цвёрдыя растворы абазначаюцца літарамі грэчаскага



Мал. 16. Скажэнні крышталічнай рашоткі пры ўтварэнні цвёрдага раствора замяшчэння (атамы В і D) і ўкаранення (атам С)

алфавіта: α , β , γ і г.д. або A(B), дзе A - растваральнік, B - раствараны элемент.

Цвёрдыя растворы замяшчэння з неабмежаванай растваральнасцю могуць утварацца пры выкананні ўмоў, прыведзеных ніжэй.

1. Кампаненты павінны валодаць аднолькавымі па тыпу (ізаморфнымі) крышталічнымі рашоткамі. Толькі ў гэтым выпадку пры змяненні канцэнтрацыі цвёрдага раствора будзе магчымы бесперапынны пераход ад крышталічнай рашоткі аднаго кампанента да рашоткі другога кампанента.

2. Адрозненне ў атамных памерах (ΔR) кампанентаў павінна быць нязначным і не перавышаць 8-15%, гэтую ўмову называюць памерным фактарам.

3. Кампаненты павінны належаць да адной і той жа групы перыядычнай сістэмы элементаў або да сумежных роднасных груп і у сувязі з гэтым мець блізкую будову валентнай абалонкі электронаў у атамах.

Вакол атама растваранага рэчыва ўзнікаюць мясцовыя скажэнні прасторавай рашоткі. Гэтыя скажэнні прыводзяць да змянення ўласцівасцей і сярэдняга перыяду рашоткі. Растварэн-

не элементаў з меншым атамным радыусам, чым атамны радыус растваральніка, вызывае памяншэнне сярэдняга перыяду рашоткі, а з большым радыусам - павелічэнне.

Утварэнне цвёрдых раствораў заўсёды суправаджаецца павелічэннем электрычнага супраціўлення і памяншэннем тэмпературнага каэфіцыента электрычнага супраціўлення; цвёрдыя растворы звычайна менш пластычныя (выключэнне - цвёрдыя растворы на аснове медзі) і заўсёды больш цвёрдыя і трывалыя, чым чыстыя металы.

Растваральнасць элементаў у цвёрдым стане памяншаецца пры павелічэнні адрознення ў атамных радыусах сплаўленых элементаў і іх валентнасці.

Неабмежаваная растваральнасць у цвёрдым стане наглядаецца ў сплавах медзі з золатам, медзі з нікелем, германію з крэміем. У паліморфных металух сустракаецца неабмежаваная растваральнасць у межах адной мадыфікацыі прасторавай рашоткі. Напрыклад, Fe_{α} дае неабмежаваны рад цвёрдых раствораў з хромам (АЦК рашотка), а Fe_{γ} - неабмежаваны рад цвёрдых раствораў з нікелем (ГЦК рашотка).

Многія цвёрдыя растворы замяшчэння пры адносна невысокіх тэмпературах могуць знаходзіцца ва ўпарадкаваным стане, гэта значыць замест статыстычнага размяшчэння разна-сортных атамаў у вузлах прасторавай рашоткі атамы аднаго і другога металу размяшчаюцца ў дасканала акрэсленым парадку. Такія цвёрдыя растворы называюць упарадкаванымі; ужываецца таксама тэрмін **“звышструктура”**.

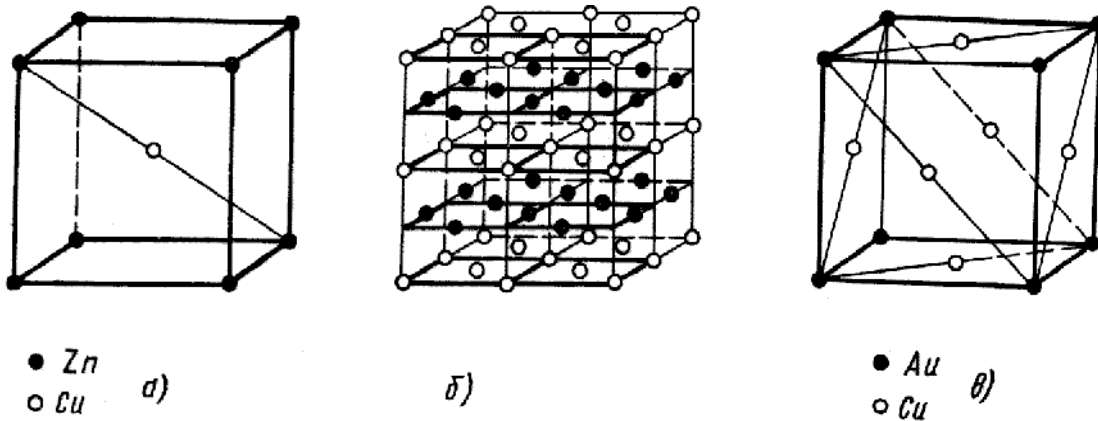
Упарадкаваныя цвёрдыя растворы сустракаюцца ў сістэмах са значнай або неабмежаванай растваральнасцю ў цвёрдым стане; пры гэтым поўная ўпарадкаванасць узнікае пры канцэнтрацыях цвёрдага раствору, якія адпавядаюць простым атамным суадносінам кампанентаў тыпу АВ або АВ₃. Частковая ўпарадкаванасць наглядаецца пры саставах, блізкіх да прыведзеных. Размяшчэнне атамаў ва ўпарадкаваных цвёрдых растворах асобных сплаваў прыведзена на мал. 17.

Узнікненне і знікненне парадку ў размяшчэнні атамаў цвёрдых раствораў суправаджаецца змяненнем уласцівасцей.

Пры ўпарадкаванні ўзрастае электраправоднасць, тэмпературны каэфіцыент электрычнага супраціўлення, цвёрдасць і трываласць; зніжаецца пластычнасць сплаву. У ферамагнітных сплавах змяняюцца магнітныя ўласцівасці: напрыклад, у пермалояў (магнітныя сплавы жалеза з нікелем) пры

ўпарадкаванні ў некалькі разоў зніжаецца магнітная пранікальнасць. Асобныя сплавы ў неўпарадкаваным стане парамагнітныя, а пасля ўпарадкавання становяцца ферамагнітнымі, напрыклад, сплавы Гейслера (Mn - Cu - Al).

Упарадкаваныя цвёрдыя растворы можна разглядаць як прамежавыя паміж цвёрдымі растворамі і хімічнымі злучэннямі. Правільнае размяшчэнне атамаў абодвух кампанентаў у рашот-



Мал. 17. Крышталічныя рашоткі ўпарадкаваных цвёрдых раствораў

а - CuZn; б - CuAu; в - Cu₃Au

цы і рэзкае змяненне ўласцівасцей характэрны для хімічных злучэнняў. Аднак ва ўпарадкаваных цвёрдых растворах у адрозненне ад хімічнага злучэння зберагаецца рашотка растваральніка, і пры нагрэве да канкрэтнай тэмпературы (пункта Курнакова) ступень упарадкаванасці паступова змяншаецца, а вышэй за гэтую тэмпературу цвёрды раствор становіцца неўпарадкаваным.

Цвёрдыя растворы ўкаранення. Такія цвёрдыя растворы ўзнікаюць пры сплаўленні пераходных металаў з неметалумі, якія маюць малы атамны радыус (H, N, C, B). Памер міжвузлавога атама павінен быць роўным ці трохі большым за памер поры.

Цвёрдыя растворы ўкаранення заўсёды маюць абмежаваную растваральнасць і сустракаюцца пераважна тады, калі растваральнік мае ГШЧУ або ГЦК рашоткі, у якіх ёсць поры з радыусам $0,41R$, дзе R - радыус атама растваральніка. У АЦК рашотцы растваральнасць шляхам укаранення малая, таму што памер пор не перавышае $0,29R$.

Прыкладам цвёрдых раствораў укаранення, якія маюць прамысловае значэнне, з'яўляюцца цвёрдыя растворы вугляроду ў Fe_γ і Fe_α (Fe_γ з ГЦК рашоткай растварае да 2,14% масавых до-

лей вугляроду; Fe_{α} з АЦК рашоткай растварае толькі каля 0,02% С).

Скажэнні рашоткі, якія з'яўляюцца пры ўтварэнні цвёрдых раствораў укаранення, перавышаюць тыя, якія ўзнікаюць пры ўтварэнні цвёрдых раствораў замяшчэння, у сувязі з чым больш рэзка змяняюцца і ўласцівасці. Пры павелічэнні канцэнтрацыі раствараемага элемента значна ўзрастае электрычнае супраціўленне, каэрцытыўная сіла, цвёрдасць і трываласць, але значна паніжаецца пластычнасць.

Цвёрдыя растворы - гэта крышталі, найбольш блізкія па ўласцівасцях да растваральніка, таму што зберагаюць яго крышталічную рашотку і тып сувязі. Яны адрозніваюцца высокай тэхналагічнай пластычнасцю: добра дэфармуюцца ў гарачым стане, а многія - і ў халодным.

Цвёрдыя растворы складаюць аснову большасці прамсловых канструкцыйных сплаваў і сплаваў спецыяльнага прызначэння.

3.2. Прамежжавыя фазы

Крышталі, якія ўтвораны рознымі элементамі і маюць асабны тып крышталічнай рашоткі, якія адрозніваюцца ад рашотак складаючых іх элементаў, называюць прамежжавымі фазамі. Да такіх фаз адносяць хімічныя злучэнні і роднасныя ім па прыродзе фазы.

У залежнасці ад прыроды элементаў у прамежжавых фазах можа быць любы тып сувязі, які, у першую чаргу, і вызначае ўласцівасці крышталёў.

Характэрныя асаблівасці хімічных злучэнняў, утвораных па закону нармальнай валентнасці, прыведзены ніжэй.

1. Крышталічная рашотка адрозніваецца ад рашотак кампанентаў, якія ўтвараюць злучэнне. Атамы ў рашотцы хімічнага злучэння размяшчаюцца ўпарадкавана. Гэта значыць, атамы кожнага кампанента размешчаны заканамерна і па канкрэтных вузлах рашоткі. Большасць хімічных злучэнняў мае складаную крышталічную структуру.

2. У злучэннях захоўваецца простая кратная суадносіна кампанентаў. Гэта дае магчымасць выражаць іх састаў простаай формулай A_nB_m , дзе А і В - адпаведныя элементы; n і m - простыя лікі.

3. Уласцінасці злучэнняў рэзка адрозніваюцца ад ўласцінасцей кампанентаў, якія іх утвараюць.

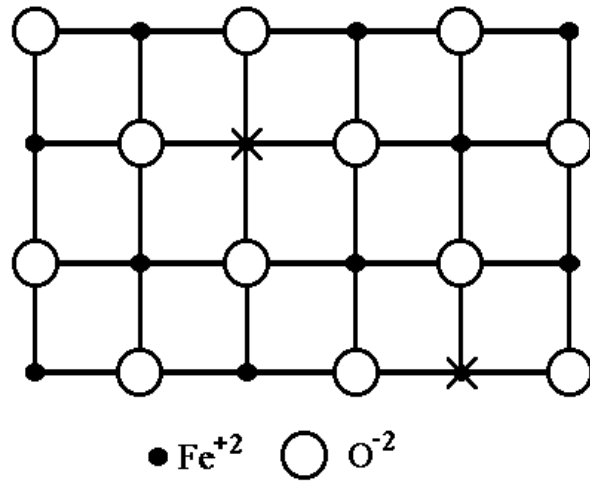
4. Тэмпература плаўлення (дысацыяцыі) пастаянная.

5. Утварэнне хімічнага злучэння суправаджаецца значным цеплавым эфектам.

У рэальных умовах прамежкавыя фазы, так як і цвёрдыя растворы, з'яўляюцца крышталімі, у якіх састаў змяняецца ў нейкім інтэрвале канцэнтрацыі, часам вельмі малой. Пераменны састаў тлумачыцца або наяўнасцю невялікіх міжвузлавых "лішніх" атамаў (або іонаў) у крышталічнай рашотцы прамежкавай фазы, або недахопам атамаў у вузлах рашоткі (мал. 18).

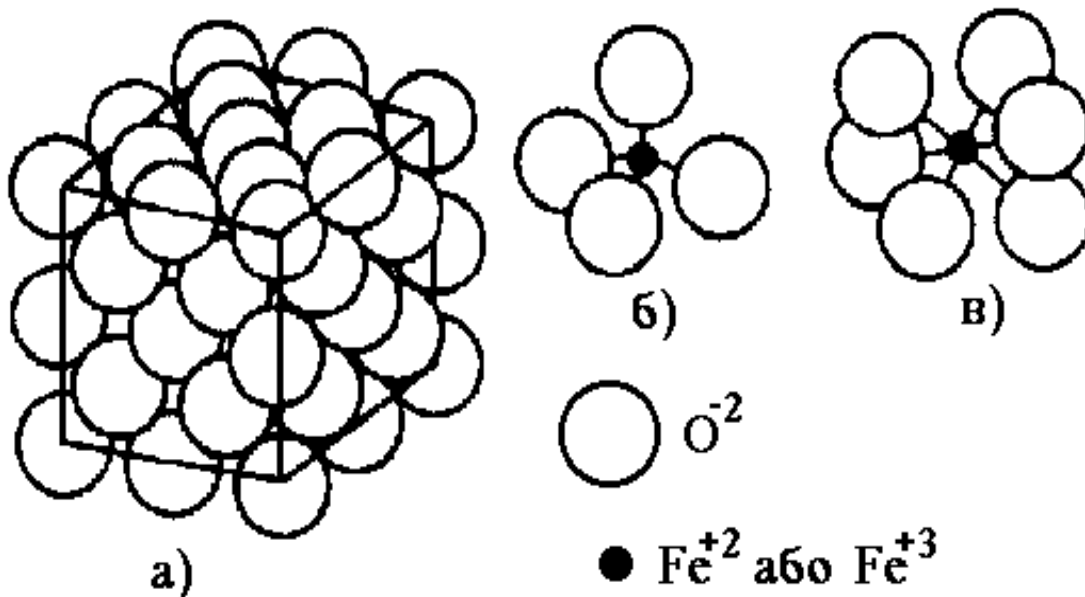
Прамежкавыя фазы абазначаюць, так як і цвёрдыя растворы, літарамі грэчаскага алфавіта. Аднак дапускаюцца абазначэнні і хімічнымі формуламі, якія адлюстроўваюць састаў (стэхіяметрычны), пры якім крышталі не маюць дэфектаў - міжвузлавых атамаў і вакансій.

Пакуль не існуе поўнай класіфікацыі шматлікіх і разнастайных прамежкавых фаз. Адзначана, што структура прамежкавай фазы залежыць ад трох фактараў: адноснага памеру атамаў, іх валентнасці і становішча ў перыядычнай сістэме элементаў, што вызначае іх электронную структуру.



Мал. 18. Крышталічная рашотка FeO з лішнімі металічнымі іонаў

Сістэма метал - неметал. Фазы з іонным тыпам сувязі.



Мал. 19. Крышталічная рашотка Fe_3O_4 : а - размяшчэнне іонаў кіслароду; б, в - металічны іон у тэтраідрычнай і актаідрычнай порах

Да іх адносяць простыя і двайныя аксіды металаў.

Просты аксід жалеза FeO мае гранецэнтраваную прасторавую рашотку. Усе кіслародныя вузлы яе запоўнены, тады як частка металічных не запоўнена. Такім чынам, аксід FeO мае структуру з вялікім дэфіцытам металічных іонаў, што абумоўлівае з'яўленне паўправадніковых уласцівасцей.

Аксід жалеза Fe_3O_4 - гэта двайны аксід $FeOxFe_2O_3$ (мал. 19). Крышталічная рашотка яго - шпінэль - змяшчае двух- і трохвалентныя іоны жалеза, размешчаныя ў міжвузлавых порах іонаў кіслароду. Два віды іонаў жалеза і іонны тып сувязі забяспечваюць аксід асаблівыя магнітныя ўласцівасці ў высокачастотных паях. Вялікая шчыльнасць упакоўкі іонаў у рашотцы, нягледзячы на невялікі дэфіцыт іонаў жалеза, спрыяе высокаму супраціўленню хімічнай карозіі.

Фазы з іонна - кавалентным тыпам сувязі. Такія фазы ўтвараюцца пры ўзаемадзеянні металаў I - III групы з неметалумі V - VI групы падгрупы В (напрыклад, асобныя сульфіды і фасфіды, такія, як ZnS і AlP). Гэтыя фазы валодаюць паўправадніковымі ўласцівасцямі.

Фазы з металічным тыпам сувязі. Фазы, у якіх пераважае металічны тып сувязі, утвараюцца пры ўзаемадзеянні пера-

ходных металаў з С, N, В і Н. Фазы называюць адпаведна карбідамі, нітрыдамі, барыдамі і гідрыдамі.

Крышталічная структура гэтых злучэнняў залежыць ад адносных памераў атамаў неметалу $R_{\text{нм}}$ і атамаў металу $R_{\text{м}}$. Калі адносіна $R_{\text{нм}}/R_{\text{м}} < 0,59$, утвараюцца прамежжавыя фазы з простымі прасторавымі рашоткамі, атамы неметалаў у якіх размяшчаюцца ў порах. Гэтыя прамежжавыя фазы называюць фазамі ўкаранення. Калі адносіна $R_{\text{нм}}/R_{\text{м}} > 0,59$, то атам неметалу не можа размяшчацца ў поры, тады ўтвараюцца складаныя прасторавыя рашоткі з вялікай колькасцю атамаў у элементарнай ячэйцы.

Фазы ўкаранення. Гэтыя фазы маюць крышталічныя рашоткі, тыпічныя для чыстых металаў; часцей за ўсё гэта гранецэнтраваная кубічная і гексаганальная шчыльнаўпакаваная; пры гэтым тып рашоткі не супадае з тыпам рашоткі металу, які ўтварае фазу ўкаранення (выключэннем з'яўляюцца асобныя гідрыды). Атамы металу ў фазах укаранення размяшчаюцца ў вузлах рашоткі, тады як атамы неметалу заканамерна размяркоўваюцца ў актаэдрычных і тэтраэдрычных порах рашоткі. Тэтраэдрычныя поры маюць меншы памер, таму ў іх могуць размяшчацца толькі атамы вадароду.

Хімічны састаў фаз укаранення ўказваецца формуламі MeX , Me_2X , Me_4X і MeX_4 , дзе Me - метал, X - неметал; аднак гэтыя фазы могуць мець пераменны састаў, у якім лік неметалічных атамаў адрозніваецца ад стэхіяметрычнага.

Да фаз укаранення тыпу MeX адносяць наступныя карбіды: TiC, NbC, WC, MoC, VC. Вальфрам і малібдэн могуць утвараць і фазы ўкаранення тыпу Me_2X : MoC і W_2C . Прыкладам фазы ўкаранення тыпу Me_4X з'яўляецца нітрыд жалеза Fe_4N , а фазы тыпу MeX_4 - гідрыт цырконію ZrH_4 .

У карбідзе TiC фактычнае ўтрыманне вугляроду, які размяшчаецца ў міжвузлавых порах, можа хістацца ў межах 38 - 50 ат.%. Верагодна, што толькі пры 50 ат.% вугляроду, састаў карбіду дакладна апісваецца формулай TiC.

У фазах укаранення пераважае металічная сувязь, чым вызначаюцца такія ўласцівасці гэтых фаз, як высокая электраправоднасць, станоўчы каэфіцыент электрычнага супраціўлення як у чыстых металах, так і цвёрдых растворах на іх аснове. Асобныя фазы ўкаранення валодаюць звышправоднасцю, аднак ёсць уласцівасці, якія ўказваюць на значную долю ў фазах кавалентнай сувязі. Большасць фаз укаранення надзвычай тугаплаўкія і маюць цвёрдасць, блізкую да цвёрдасці алмазу. Фазы

ўкаранення - гэта самыя тугаплаўкія і цвёрдыя прамежжавыя фазы.

Карбіды і нітрыды, якія адносяцца да фаз укаранення, прысутнічаюць у структуры многіх каразійнастойкіх, зносастойкіх і гарачатрывалых сталей. Карбіды TiC, TaC, WC і W₂C служаць асновай спечаных цвёрдых сплаваў для рэжучых інструментаў.

Да карбідаў з адносінай $R_{\text{нм}}/R_{\text{м}} > 0,59$ адносяцца карбід жалеза (у сталях яго называюць цэментытам), карбід марганцу і карбіды хрому (напрыклад, у карбідзе жалеза адносіна $R_{\text{C}}/R_{\text{Fe}} = 0,605$). Карбід жалеза Fe₃C і карбіды хрому Cr₂₃C₆ і Cr₇C₃ - важнейшыя прамежжавыя фазы ў канструкцыйных і інструментальных сталях, якія ў многім вызначаюць іх уласцівасці. У апошніх карбідах пераважае металічная сувязь, хаця маецца і значная доля кавалентнай сувязі.

Гэтыя прамежжавыя фазы адрозніваюцца высокай цвёрдасцю і крохкасцю, яны таксама дастаткова тугаплаўкія, але ўступаюць па гэтых уласцівасцях карбідам, якія з'яўляюцца фазамі ўкаранення.

Сістэма метал - метал. Пры сплаўленні металаў могуць утварацца прамежжавыя фазы з металічным тыпам сувязі. Да іх адносяцца электронныя фазы, фазы Лавеса і σ - фазы.

Электронныя фазы. Гэтыя фазы часцей утвараюцца паміж аднавалентнымі (Cu, Ag, Au, Li, Na) металумі або металумі пераходных груп (Mn, Fe, Co і інш.), з аднаго боку, і простымі металумі з валентнасцю ад 2 да 5 (Be, Mg, Zn, Cd, Al і інш.), з другога боку. Злучэнні гэтага тыпу маюць пэўную адносіну колькасці валентных электронаў да колькасці атамаў, гэта значыць пэўную электронную канцэнтрацыю. Так, існуюць злучэнні, у якіх гэтая адносіна ў адных выпадках роўная 3/2 (1,48), у другіх - 21/13 (1,62), у трэціх - 7/4 (1,75). Кожнай з указаных адносін адпавядае і вызначаны тып крышталічнай рашоткі.

Усе злучэнні з электроннай канцэнтрацыяй, роўнай 3/2 (1,48), маюць кубічную аб'ёмнацэнтраваную, складаную кубічную або гексаганальную рашотку і абазначаюцца як β -злучэнні. Да злучэнняў гэтага тыпу адносяцца CuBe, CuZn, Cu₃Al, Cu₅Sn, CoAl, FeAl і інш.

Злучэнні з электроннай канцэнтрацыяй 21/13 (1,62) маюць складаную рашотку і абазначаюцца γ -фазай. Да іх адносяцца злучэнні Cu₅Zn₈, Cu₃₁Sn₈, Cu₉Al₄, Cu₃₁Si₈ і інш.

Злучэнні з электроннай канцэнтрацыяй $7/4$ (1,75) маюць шчыльнаўпакаваную гексаганальную рашотку і абазначаюцца ε -фазай. Да іх адносяцца злучэнні CuZn_3 , CuCd_3 , Cu_3Si , Cu_3Sn , Au_3Sn і інш.

Уласцівасці электронных злучэнняў, у тым ліку механічныя, залежаць у значнай меры ад ступені ўпарадкаванасці размяшчэння атамаў кампанентаў у крышталічнай рашотцы электроннага злучэння. Так, β -фазы з АЦК рашоткай ва ўсіх сістэмах пры высокіх тэмпературах неўпарадкаваныя, і ў гэтым стане іх уласцівасці блізкія да ўласцівасцей цвёрдых раствораў, гэта значыць, яны не адрозніваюцца высокай цвёрдасцю і валодаюць добрай пластычнасцю. Пры нізкіх тэмпературах неўпарадкаваныя β -фазы няўстойлівыя: яны або распадаюцца на двухфазныя сумесі, або ўпарадкоўваюцца, як, напрыклад, у сістэме $\text{Cu} - \text{Zn}$. Упарадкаваныя β^1 -фазы значна цвярдзейшыя і крохкія. γ -фазы амаль заўсёды ўпарадкаваныя, прычым аж да тэмпературы плаўлення і ва ўсіх сістэмах валодаюць крохкасцю. ε -фазы заўсёды маюць неўпарадкаваную будову.

Электронныя злучэнні прысутнічаюць у структуры многіх сплаваў на меднай аснове: латунях ($\text{Cu} - \text{Zn}$), бронзах ($\text{Cu} - \text{Al}$, $\text{Cu} - \text{Sn}$ і інш.); яны з'яўляюцца ўпарадкаванымі фазамаі.

Фазы Лавеса. Гэта прамежкавыя фазы практычна пастаяннага саставу AB_2 . Утвараюцца пры ўзаемадзеянні металаў самых розных груп перыядычнай табліцы элементаў; утварэнне іх вызначаецца размерным фактарам: атамны радыус элемента B меншы, чым атамны радыус элемента A , на 20 - 30%. Фазы Лавеса маюць гексаганальную шчыльнаўпакаваную крышталічную рашотку (MgZn_2 і MgNi_2) або гранецэнтраваную кубічную (MgCu_2). Да фаз Лавеса адносяцца AgBe_2 , CaAl_2 , TiBe_2 , TiCr_2 і інш. (тып. MgCu_2) або BaMg_2 , MoBe_2 , TiMn_2 і інш. (тып MgZn_2).

Фазы Лавеса, утвораныя пераходнымі металумі (NbFe_2 , MoFe_2 , TiFe_2 , TiCr_2), прысутнічаюць у структуры асобных гарачатрывалых сплаваў і спрыяюць павышэнню іх трываласці.

Сігма - фазы. Гэтыя фазы пераменнага саставу ўтвараюцца пры сплаўленні пераходных металаў, якія маюць блізкія памеры атамаў; σ -фазы маюць часткова ўпарадкаваную складаную рашотку.

У жалезных сплавах, якія ўтрымліваюць больш за 20% Cr і прымяняюцца як каразійнастойкія канструкцыйныя матэрыялы, вельмі павольнае ахалоджванне з вобласці цвёрдага раствору

або ізатэрмічныя вытрымкі пры $800...600^{\circ}\text{C}$ прыводзяць да ўтварэння крышталёў σ -фазы, якое суправаджаецца рэзкім павелічэннем цвёрдасці і абкрохчваннем сплаваў.

3.3. Гетэрагенныя структуры

Пры крышталізацыі многіх сплаваў (Cu - Bi, Pb - Sb, Pb - Bi, Ni - Cr, Zn - Sn, Al - Cu, Fe - C і інш.) утвараюцца структуры, якія складаюцца з механічнай сумесі некалькіх фаз. Фазы, якія ўтвараюць такую гетэрагенную структуру, выяўляюцца мікрааналізам. Рэнтгенаграмы такога сплаву паказваюць наяўнасць крышталічных рашотак, адпаведных ліку фаз, якія ўтвараюць яго структуру.

4. ДЫЯГРАМЫ СТАНУ МЕТАЛІЧНЫХ СІСТЭМ

Сплавы складаюцца з двух або большай колькасці элементаў перыядычнай сістэмы.

Элементы, якія ўтвараюць сплаў, называюць кампанентамі. Уласцівасці сплаву залежаць ад многіх фактараў, але перш за ўсё яны вызначаюцца саставам фаз і іх колькаснай суадносінай. Гэтыя звесткі можна атрымаць з аналізу дыяграм стану.

Дыяграмы стану, або дыяграмы фазавай раўнавагі, у зручнай графічнай форме паказваюць фазавы састаў сплаву ў залежнасці ад тэмпературы і канцэнтрацыі. Дыяграмы стану будуць для ўмоў раўнавагі або ўмоў, дастаткова блізкіх да іх.

Раўнаважны стан адпавядае мінімальнаму значэнню тэрмадынамічнага патэнцыялу. Гэты стан можа быць дасягнуты толькі пры вельмі малых хуткасцях ахалоджвання або працяглым нагрэве. У сувязі з гэтым разгляд дыяграм стану дазваляе вызначыць фазавыя пераўтварэнні ва ўмовах вельмі павольнага ахалоджвання або нагрэву. У пераважнай колькасці выпадкаў сплавы знаходзяцца ў метастабільным стане, гэта значыць у такім стане, калі яны валодаюць абмежаванай устойлівасцю і пад уздзеяннем знешніх фактараў пераходзяць у другі больш устойлівы стан, таму што іх тэрмадынамічны патэнцыял больш мінімальны. Для практычных мэтаў важна, што метастабільны стан часта перадае сплавам высокія механічныя або другія ўласцівасці. Матэрыялазнаўства павінна ўстанавіць прыроду метастабільных станаў, якія забяспечваюць аптымальны ком-

плекс уласцівасцей. Пачатковай падставай пры рашэнні гэтых задач з'яўляецца веданне дыяграм фазавай раўнавагі.

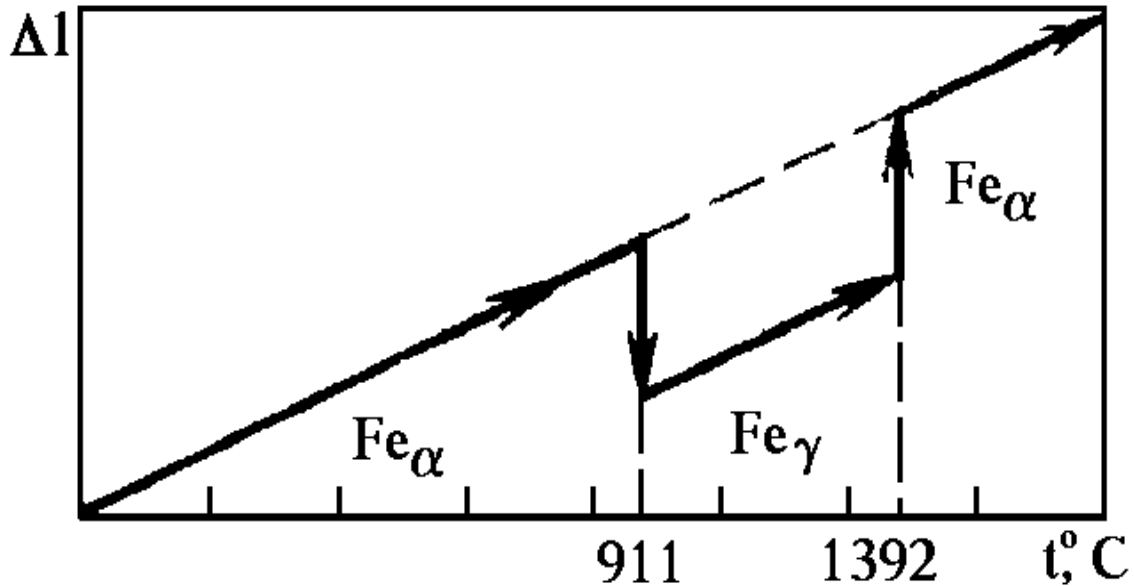
Ведаючы дыяграму стану, можна ўявіць поўную карціну фарміравання структуры любога сплаву, вызначыць аптымальную тэмпературу заліўкі сплаву для атрымання літых дэталеў, ацаніць вадкацякучасць выбранага сплаву і магчымасць атрымання хімічнай неаднароднасці, зрабіць заключэнне аб магчымасці і ўмовах апрацоўкі ціскам. Дыяграмы стану дазваляюць вызначыць рэжым тэрмічнай апрацоўкі, неабходны для дадзенага сплаву.

4.1. Метады пабудовы дыяграм стану

Эксперыментальная пабудова дыяграм стану магчыма дзякуючы таму, што любое фазавае пераўтварэнне ў сплаве адзначаецца змяненнем фізіка-механічных ўласцівасцей (электрасупраціўлення, удзельнага аб'ёму і інш.) або цеплавымі эфектамі. Пераход сплаву з вадкага стану ў цвёрды суправаджаецца значным выдзяленнем цяпліны, таму, вымяраючы тэмпературу пры нагрэве або ахалоджванні ў функцыі часу, можна па перагібах або прыпынках на крывых ахалоджвання вызначыць крытычныя тэмпературы, пры якіх працякаюць фазавыя пераўтварэнні.

Для фіксацыі пераўтварэнняў у цвёрдым стане, якія суправаджаюцца малымі цеплавымі эфектамі, звычайна назіраюць за якой-небудзь фізічнай велічынёй, якая значна змяняецца пры фазавых пераўтварэннях (электрычныя, магнітныя і іншыя ўласцівасці).

Разгледзім змяненне даўжыні жалезнага ўзору ад тэмпературы (мал. 20). Пры тэмпературы 911°C назіраецца памяншэнне

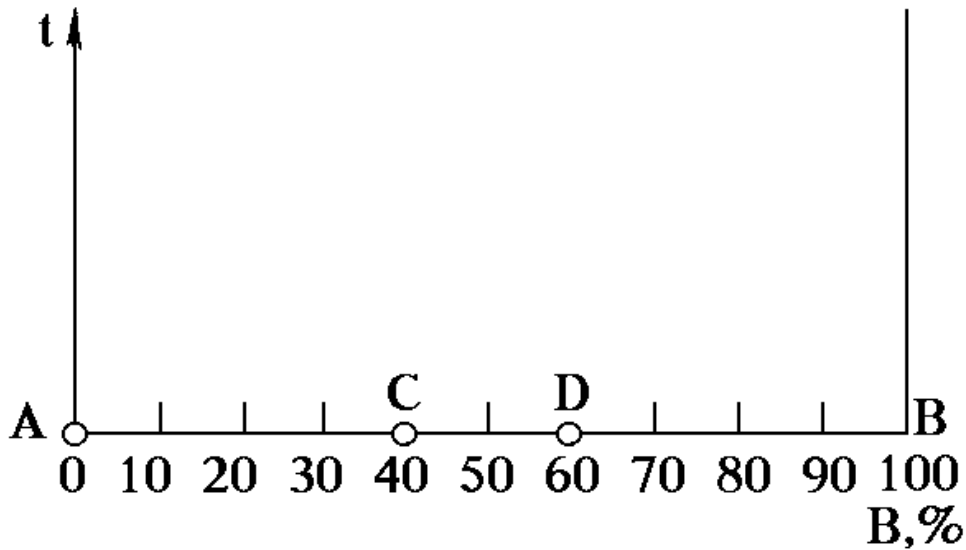


Мал. 20. Схема змянення даўжыні жалезнага ўзору ў залежнасці ад тэмпературы нагрэву

даўжыні ўзору, што ўказвае на пераход жалеза з аднаго фазавога стану ў другі, а пры тэмпературы 1392°C адзначаецца новае пераўтварэнне. Гэтыя фізічныя эфекты сведчаць аб фазавых пераўтварэннях, якія не раскрываюць атамнай будовы гэтых фаз.

Дыяграмы будуць у каардынатах тэмпература-хімічны састаў (пры двух кампанентах А і В) сплаву (мал.21).

Па восі ардынаты адкладаюць тэмпературу, а па восі абсцыс - канцэнтрацыю. Агульнае ўтрыманне абодвух кампанентаў у сплаве складае 100% , і кожны пункт на вось абсцыс адпавядае вызначанаму ўтрыманню кожнага кампанента. У пункце С 40% В і 60% А; а ў пункце Д 60% В і 40% А і г.д. Па меры аддалення ад пункта А павялічваецца колькасць кампанента В і ў пункце В яго будзе 100% . Такім чынам, крайнія ардынаты на дыяграме адпавядаюць чыстым кампанентам, а ардынаты паміж імі - двайным сплавам.



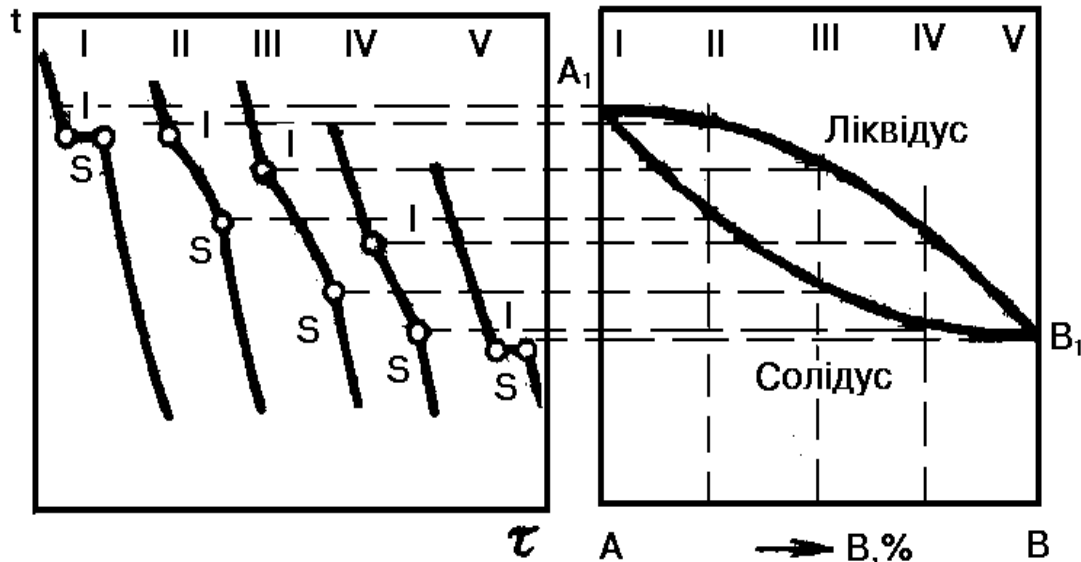
Мал. 21. Каардынаты для адлюстравання станаў двухкампанентных сістэм

Для эксперыментальнай пабудовы дыяграмы стану сплаваў неабходна прыгатаваць серыю сплаваў з розным утрыманнем кампанентаў А і В. Тэрмічным аналізам, г.зн. пабудовай крывых ахалоджвання, дзе па прыпынках і перагібах на гэтых крывых, вызваных цеплавымі эфектамі пераўтварэнняў, знаходзяць тэмпературы пераўтварэнняў. У гэтым выпадку тэмпературу металу вымяраюць звычайна з дапамогай тэрмапары. Атрыманыя значэнні тэмпературы адкладваюць на вертыкальных лініях у адпаведнасці з хімічным саставам сплаву. Злучаючы крытычныя пункты, атрымліваюць лініі дыяграмы стану (мал.22). Лінія ліквідус - геаметрычнае месца ўсіх пунктаў, якія вызначаюць тэмпературу пачатку крышталізацыі сплаваў ("ліквіда" па латыні абазначае вадкі). Лінія солідус адпавядае пунктам, якія вызначаюць тэмпературу канца крышталізацыі сплаваў ("солід" - цвёрды). Гэтыя лініі раздзяляюць дыяграмы стану на вобласці з розным фазавым саставам.

4.2. Правіла фаз

Пабудаваныя дыяграмы правяраюць на правіла фаз, якое дае магчымасць тэрэтычна абгрунтаваць напрамак працякання працэсаў пераўтварэння для ўстанаўлення раўнаважнага стану сістэмы. Гэты стан залежыць ад знешніх умоў (тэмпературы, ціску) і характарызуецца лікам і канцэнтрацыяй фаз, якія

ўтварыліся. Заканамернасць змянення ліка фаз у гетэрагеннай сістэме вызначаецца правіламі фаз.



Мал. 22. Схэма пабудовы дыяграмы стану

Правіла фаз дае колькасную залежнасць паміж ступенню свабоды сістэмы, лікам кампанентаў і лікам фаз і выражаецца ўраўненнем

$$C = K - \Phi + 2, \quad (4.1)$$

дзе C - лік ступеней свабоды (або варыянтнасць);

K - лік кампанентаў, якія ўтвараюць сістэму, г.зн. мінімальны лік хімічных элементаў, неабходных для ўтварэння любой фазы сістэмы;

2 - лік знешніх фактараў;

Φ - лік фаз, якія знаходзяцца ў раўнавазе.

Пад лікам ступеней свабоды (варыянтнасцю) сістэмы разумеюць лік знешніх і ўнутраных фактараў (тэмпература, ціск і канцэнтрацыя), якія магчыма змяняць без змянення ліку фаз, што знаходзяцца ў раўнавазе.

Правіла фаз паказвае, працякае працэс крышталізацыі пры пастаяннай тэмпературы або ў інтэрвале тэмператур, і ўказвае, які лік фаз можа адначасова існаваць у сістэме.

Прымяняючы правіла фаз да металаў, магчыма ў многіх выпадках лічыць толькі адзін знешні фактар, які змяняецца, - тэмпературу, таму што дыяграмы стану звычайна будуць пры пастаянным (атмасферным) ціску. Тады ўраўненне прыме наступны выгляд:

$$C = K - \Phi + 1. \quad (4.2)$$

Паколькі лік ступеней свабоды не можа быць меншы за нуль і не можа быць дробным, то $K - \Phi + 1 \geq 0$, а $K + 1 \geq \Phi$, гэта значыць, лік фаз у сплаве, які знаходзіцца ў раўнаважным стане, не можа быць большы, чым лік кампанентаў плюс адзін. Такім чынам, у двайной сістэме ў раўнавазе можа знаходзіцца не больш як тры фазы, у трайнай - не больш як чатыры і г.д.

Калі ў раўнавазе ў сістэме з акрэсленым лікам кампанентаў знаходзіцца максімальны лік фаз, то лік ступеней свабоды сістэмы роўны нулю ($C = 0$). Такую раўнавагу называюць нанварыянтнай (безварыянтнай). Пры нанварыянтнай раўнавазе сплаў з акрэсленай колькасцю фаз можа існаваць толькі ў дасканала вызначаных умовах: пры пастаяннай тэмпературы і вызначаным саставе ўсіх фаз, якія знаходзяцца ў раўнавазе. Гэта азначае, што пераўтварэнні пачынаюцца і заканчваюцца пры адной пастаяннай тэмпературы.

У выпадку памяншэння колькасці фаз на адну супраць максімальна магчымага ліку ступеней свабоды ўзрастае на адзінку ($C=1$). Такую сістэму называюць манаварыянтнай (аднаварыянтнай). Калі $C=2$, сістэма біварыянтная (двухварыянтная).

4.3. Асноўныя раўнаважныя дыяграмы стану двайных сплаваў

Разгледзім тыповыя прыклады дыяграм стану двайных сістэм, звяртаючы асаблівую ўвагу на фазавыя пераўтварэнні ў цвёрдым стане.

4.3.1. Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх поўнасьцю растваральныя ў вадкім і цвёрдым станах

Неабмежаваная растваральнасць у цвёрдым стане магчыма тады, калі абодва кампаненты маюць аднолькавыя крышталічныя рашоткі і атамныя дыяметры кампанентаў мала адрозніваюцца па памерах. У гэтай сістэме кампаненты не ўтвараюць прамежкавых фаз.

Кампаненты: А і В.

Фазы: L, α .

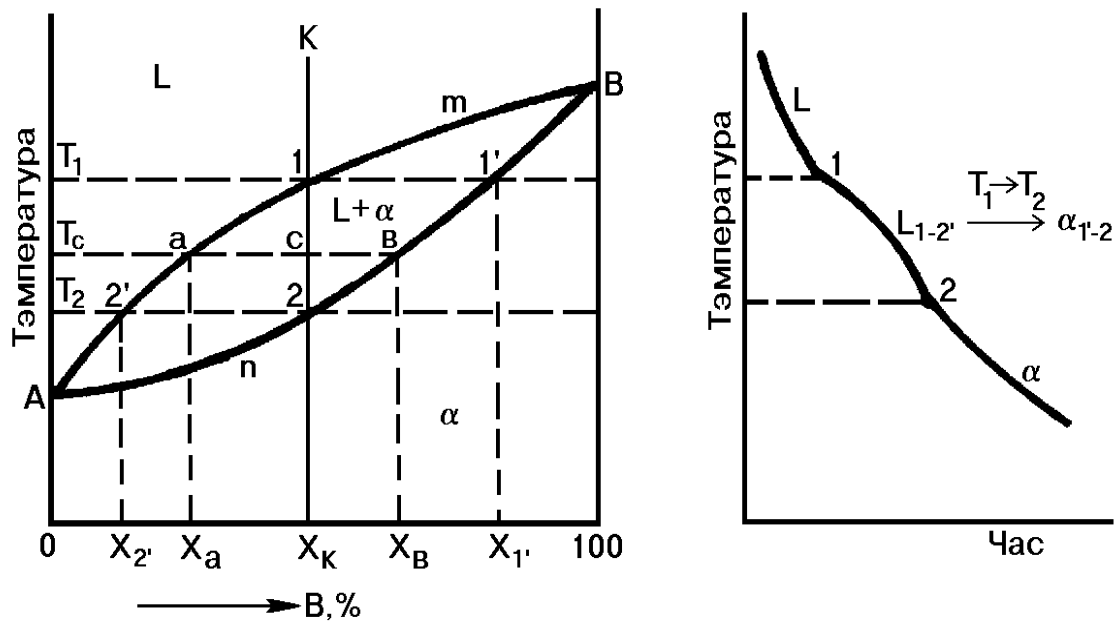
Калі два кампаненты неабмежавана раствараюцца ў вадкім і цвёрдым станах, то магчыма існаванне толькі дзвюх фаз, вадкага раствору L і цвёрдага раствору α . Выходзіць, трох фаз быць не можа, крышталізацыя пры пастаяннай тэмпературы не наглядаецца і гарызантальнай лініі на дыяграме няма.

Такая дыяграма (мал.23) складаецца з трох абласцей: вадкасць, вадкасць + цвёрды раствор і цвёрды раствор.

Лінія AmB з'яўляецца лініяй ліквідус, а лінія AnB - лінія солідус.

Дыяграмы такога тыпу маюць сістэмы Ni-Cu, Ag-Au, Mo-V, Mo-W і інш.

Разгледзім зацвердзяванне аднаго са сплаваў (K) гэтай сістэмы саставу X_K (мал.23). Вадкі раствор пры тэмпературы T_1 пачынае крышталізавацца. Магчыма дапусціць, што састаў крышталёў, якія выпадаюць, павінен быць такім жа, як састаў вадкасці. Аднак з вадкага раствору саставу X_K пры тэмпературы T_1 пачынаюць выпадаць крышталі, моцна ўзбагачаныя больш



Мал. 23. Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх поўнасьцю растваральныя ў вадкім і цвёрдым станах

тугаплаўкім кампанентам В. Пры далейшым ахалоджванні да тэмпературы T_c у раўнавазе з вадкасцю саставу X_a , узбагачанай кампанентам А, будуць знаходзіцца крышталі цвёрдага раствору саставу X_b . Пры павольным ахалоджванні, а гэта необходимая ўмова для атрымання раўнаважных станаў, кампанент А з вадкасці дыфундзіруе ў крышталі саставу X_1 і яны змяняюць састаў да X_b . Да канца зацвердзявання пры тэмпературы T_2 усе крышталі будуць мець такі ж састаў X_K , як і састаў зыходнай вадкасці.

Правіла адрэзкаў. На дыяграме патоўшчанымі лініямі паказана, як змяняюцца састаў вадкасці і цвёрдага раствору ў працэсе крышталізацыі ад тэмпературы T_1 да T_2 , пры гэтым мяняецца не толькі састаў фаз, але і колькасныя суадносіны вадкай і цвёрдай фаз.

Пасля заканчэння крышталізацыі павінна наглядацца аднафазная структура.

Маючы дыяграму стану, магчыма прасачыць за фазавымі пераўтварэннямі любога сплаву, указаць састаў і колькасныя суадносіны фаз пры любой тэмпературы (калі ў сплаве адначасова прысутнічаюць дзве фазы). Для гэтага служыць так званае правіла рычага або правіла адрэзкаў.

Раней паказвалася, што хімічны састаў крышталёў, якія выдзяляюцца, па меры зніжэння тэмпературы змяняецца па лініі солідус ад X_1' да X_k (мал.23). У гэты ж час састаў вадкай фазы змяняецца па лініі ліквідус ад X_k да X_2' .

Першае палажэнне правіла адрэзкаў дае магчымасць сфармуляваць правіла вызначэння саставу фаз (правіла канцэнтрацый). Для вызначэння канцэнтрацый кампанентаў у дзвюх фазах праз дадзены пункт s (мал. 23), які характарызуе стан сплаву, праводзяць гарызантальную лінію (каноду) да перасячэння з лініямі, якія абмяжоўваюць дадзеную вобласць; праекцыі пунктаў перасячэння (a і b) на гарызантальную вось дыяграмы пакажуць саставы фаз (X_a і X_b).

Другое палажэнне правіла адрэзкаў дае магчымасць знайсці колькасныя суадносіны фаз. Праз дадзены пункт s праводзяць гарызантальную лінію. Адрэзкі гэтай лініі (каноды) паміж пунктамі s і пунктамі a і b , якія вызначаюць саставы фаз, адваротна прапарцыянальны колькасцям гэтых фаз:

$$L_a/\alpha_b = bc/as. \quad (4.3)$$

Гэтыя правілы справядлівы для любой двухфазнай вобласці дыяграмы стану і не маюць сэнсу ў аднафазнай вобласці. Прымяняючы гэтыя правілы і з дапамогай правіла фаз, магчыма “прачытаць” любую дыяграму, якая складаецца з вялікай колькасці галін і абласцей.

4.3.2. Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх абмежавана растваральныя ў цвёрдым стане і ўтвараюць эўтэтыку

Абодва кампаненты неабмежавана растваральныя ў вадкім стане, абмежавана - у цвёрдым і не ўтвараюць хімічных злучэнняў.

Кампаненты: А, В.

Фазы: L, α , β .

У сплавах такога роду магчыма існаванне: вадкай фазы L, цвёрдага раствору кампанента В у А (α -раствору) і цвёрдага раствору кампанента А у В (β -раствору). У гэтых сплавах магчыма нанварыянтная раўнавага пры адначасовым суіснаванні трох фаз: L, α , β .

Сплавы, саставы якіх размяшчаюцца ў абласцях α і β (мал.24), крышталізуюцца якраз як і сплавы папярэдняй дыяграмы стану (мал.23), гэта значыць у гэтых абласцях утвараюцца аднараодныя цвёрдыя растворы: α , на базе кампанента А, з атамнай рашоткай, характэрнай для гэтага кампанента, і β , з атамнай рашоткай кампанента В.

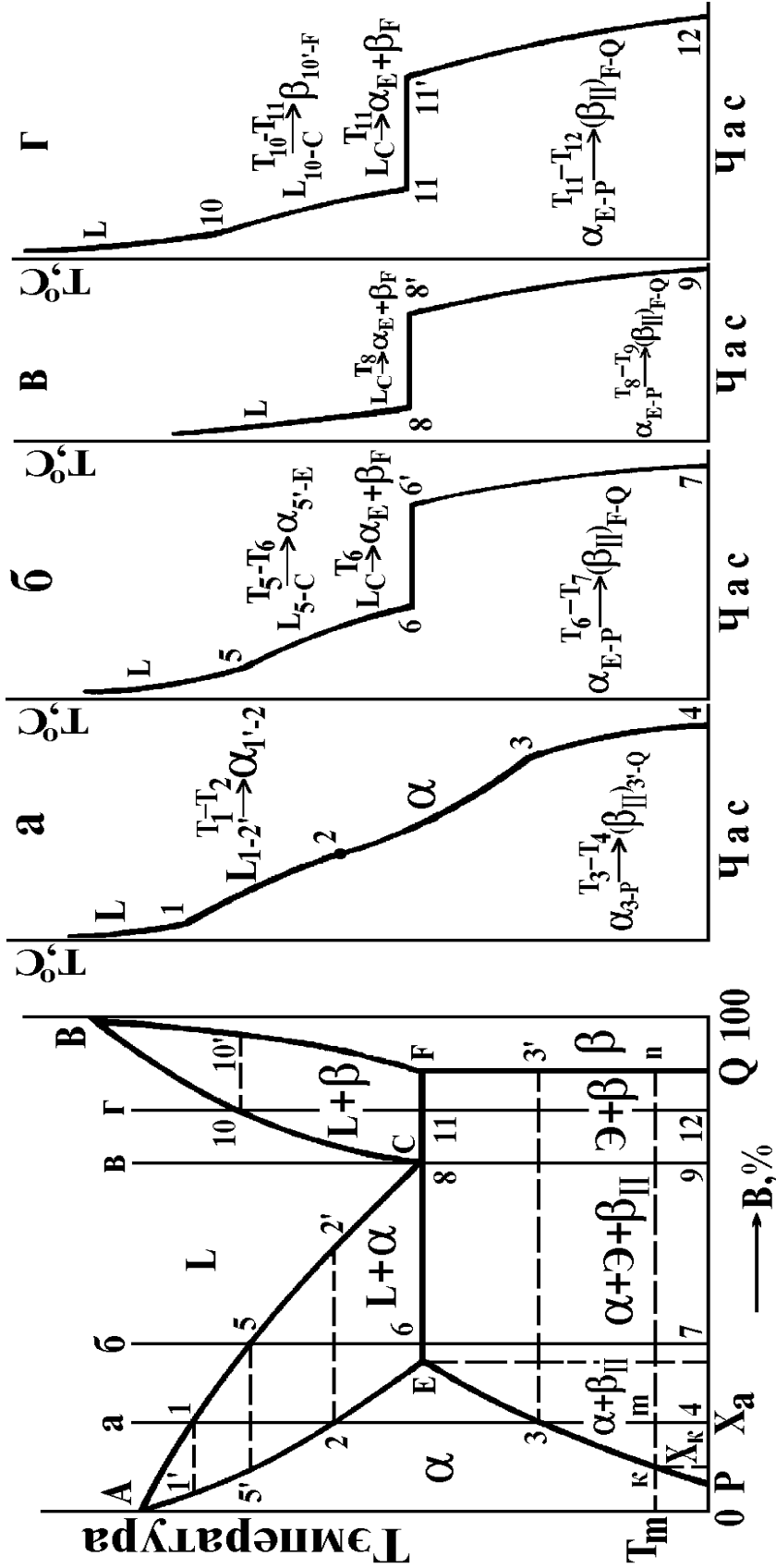
Межавая растваральнасць кампанента А ў кампаненце В вызначаецца лініяй FQ, і гэтая растваральнасць не змяняецца.

Цвёрды раствор кампанента В у кампаненце А з'яўляецца цвёрдым растворам не толькі абмежаванай, але і пераменнай растваральнасці. Лінія EP - гэта лінія растваральнасці, якая вызначае раўнаважнае ўтрыманне раствора на кампанента пры змяненні тэмпературы. Максімальнае ўтрыманне кампанента В у α -фазе вызначаецца пунктам E і пры ахалоджванні зніжаецца да пункта P.

Працэс крышталізацыі асобных сплаваў.

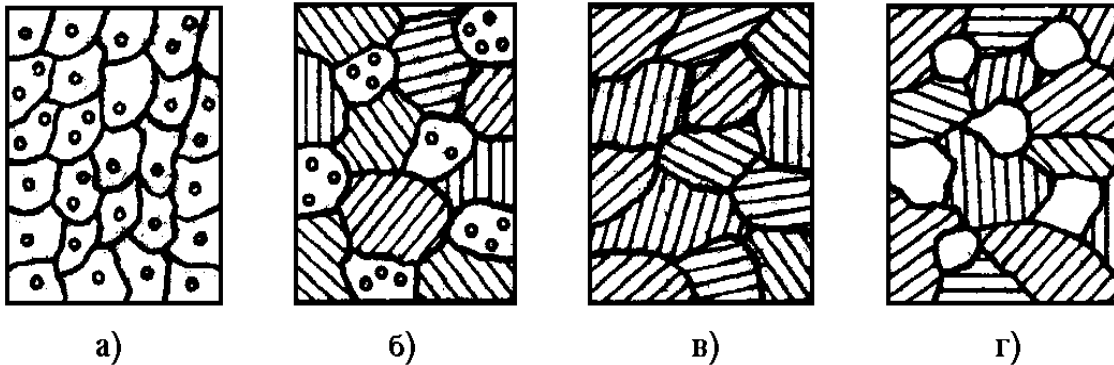
Разгледзім пераўтварэнні сплаву а саставу X_a . Пасля поўнага зацвердзявання ў пункце 2 крышталі маюць састаў X_a і зберагаюць яго да пункта 3. Пры далейшым ахалоджванні канцэнтрацыя кампанента В у цвёрдым раствору памяншаецца да саставу, адпаведнага пункту P.

Для дадзенага сплаву магчыма вызначыць фазавы стан пры любой зададзенай тэмпературы, напрыклад пры тэмпературы T_m (пункт m). Выкарыстоўваючы правіла адрэзкаў, знаходзім, што цвёрды раствор α мае састаў, адпаведны X_k , а цвёрды раствор β -састаў, адпаведны Q. Колькасныя суадносіны β - і α -фаз пры T_m будуць вызначацца адпаведна адрэзкамі km і mp (у маштабе ўсяго адрэзка kp).



Мал. 24. Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх абмежавана растваральныя ў цвёрдым стане і ўтвараюць з'ўтэктыку

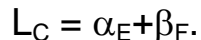
Па меры памяншэння канцэнтрацыі ў α -цвёрдым растворе кампанент В выпадае ў выглядзе цвёрдага раствору β -саставу, адпаведнага Q. Выпадаючыя крышталі цвёрдага раствору β называюць другаснымі і абазначаюць β_{II} ; гэтым падкрэсліваюць, што яны выпалі з цвёрдага раствору, а не з вадкага. Канчатковая структура дадзенага сплаву будзе складацца з дзвюх фаз $\alpha + \beta_{II}$



Мал. 25. Схема структур характэрных сплаваў

(мал.25 а). У α цвёрдых растворах, якія змяшчаюць кампанент В у колькасці меншай за Р пры ахалоджванні ніжэй за лінію солідуса АЕ фазавыя пераўтварэнні не адбываюцца.

Разгледзім пераўтварэнні ў сплаве в (мал.24). Яго называюць эўтэктычным (найбольш лёгкаплаўкім). Ён крышталізуецца з адначасовым выдзяленнем дзвюх цвёрдых фаз вызначанай канцэнтрацыі: цвёрдага раствору α саставу пункта Е і цвёрдага раствору β саставу пункта F. У выніку ўтвараецца сумесь дзвюх фаз, якую называюць эўтэктыкай. Эўтэктычная рэакцыя працякае па наступнай схеме:



Эўтэктычная рэакцыя працякае ізатэрмічна і пры пастаянным саставе рэагуючых фаз, таму што у двухкампанентным сплаве адначасова суіснуе тры фазы. Лік ступеней свабоды сістэмы роўны нулю:

$$C = K - \Phi + 1 = 2 - 3 + 1 = 0.$$

Крышталі α і β у эўтэктыцы маюць форму пласцін і раўнамерна чаргуюцца паміж сабой, утвараючы калоніі (мал.25, в). Пры ахалоджванні пры тэмпературы ніжэй за пункт С састаў β - фазы не мяняецца, а састаў α -фазы, якая ўваходзіць у эўтэктыку, мяняецца па лініі EP, у выніку чаго выдзяляюцца дру-

гасныя крышталі β_{II} . Пры пакаёвай тэмпературы сплаў в будзе мець фазы $\alpha_p + \beta_Q + \beta_{QII}$. Аднак у гэтым выпадку назіраць пад мікраскопам фазу β_{QII} не ўдаецца. Паколькі эўтэтыка ўтрымлівае фазы пэўнага саставу і колькаснай суадносіны, прынята лічыць эўтэтыку ($\alpha_E + \beta_F$) адной структурнай складальнай (трэба помніць, што яна складаецца з дзвюх фаз) з уласцівымі ёй характэрнымі асаблівасцямі. Нягледзячы на тое, што дыяграма стану адлюстроўвае толькі фазавы састаў, тым не менш на ёй часта паказваюць і структурны састаў.

Разгледзім пераўтварэнні ў даэўтэтычным сплаве б (мал.24). Эўтэтычнаму пераўтварэнню папярэднічае выдзяленне крышталёў α з вадкага раствору ў інтэрвале 5-6. У выніку гэтага выдзялення вадкая фаза ўзбагачаецца кампанентам В. У сувязі з гэтым ахалоджванне да тэмпературы пункта 6 прыводзіць да ўтварэння ў сплаве дзвюх фаз вызначанага саставу $\alpha_E + L_C$. Колькасць вадкай фазы вызначаецца адрэзкам 6Е, а колькасць цвёрдай фазы - адрэзкам 6С.

Пры тэмпературы пункта 6 (эўтэтычная тэмпература) вадкая частка сплаву пераўтвараецца ў эўтэтыку. Пры далейшым ахалоджванні даэўтэтычнага сплаву будзе праходзіць змяненне канцэнтрацыі α -фазы, не толькі той, якая знаходзіцца ў эўтэтыцы, але і той, якая першапачаткова выдзелілася пры ахалоджванні ў інтэрвале тэмператур паміж пунктамі 5-6 па лініі ЕР.

Канчатковая структура даэўтэтычнага сплаву б паказана на малюнку 25 б.

Разгледзім пераўтварэнні ў заэўтэтычным сплаве г (мал.24). Крышталізацыя ў інтэрвале тэмператур пунктаў 10-11 суправаджаецца выдзяленнем β -фазы, багатай кампанентам В, што прыводзіць да аб'яднення вадкага раствору гэтым элементом. Састаў крышталёў β , якія выдзяляюцца, мяняецца ад пункта 10' да пункта F, а састаў вадкай фазы - ад пункта 10 да пункта С (8). Пры ахалоджванні да тэмпературы пункта 11 фазавы састаў будзе $L_C + \beta_F$; пры гэтым колькасць β -фазы вызначыцца адрэзкам С11 і вадкай фазы - адрэзкам 11F. Пры тэмпературы пункта 11 вадкая частка сплаву пераўтвораецца ў эўтэтыку ($\alpha_E + \beta_F$). Канчатковая структура такога сплаву паказана на малюнку 25 г.

Усе сплавы саставу ад пункта Е да пункта F маюць структурную складальную - эўтэтыку, колькасць якой тым большая, чым бліжэй састаў сплаву да эўтэтычнага.

4.3.3. Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх абмежавана растваральныя ў цвёрдым стане і ўтвараюць перытэктыку

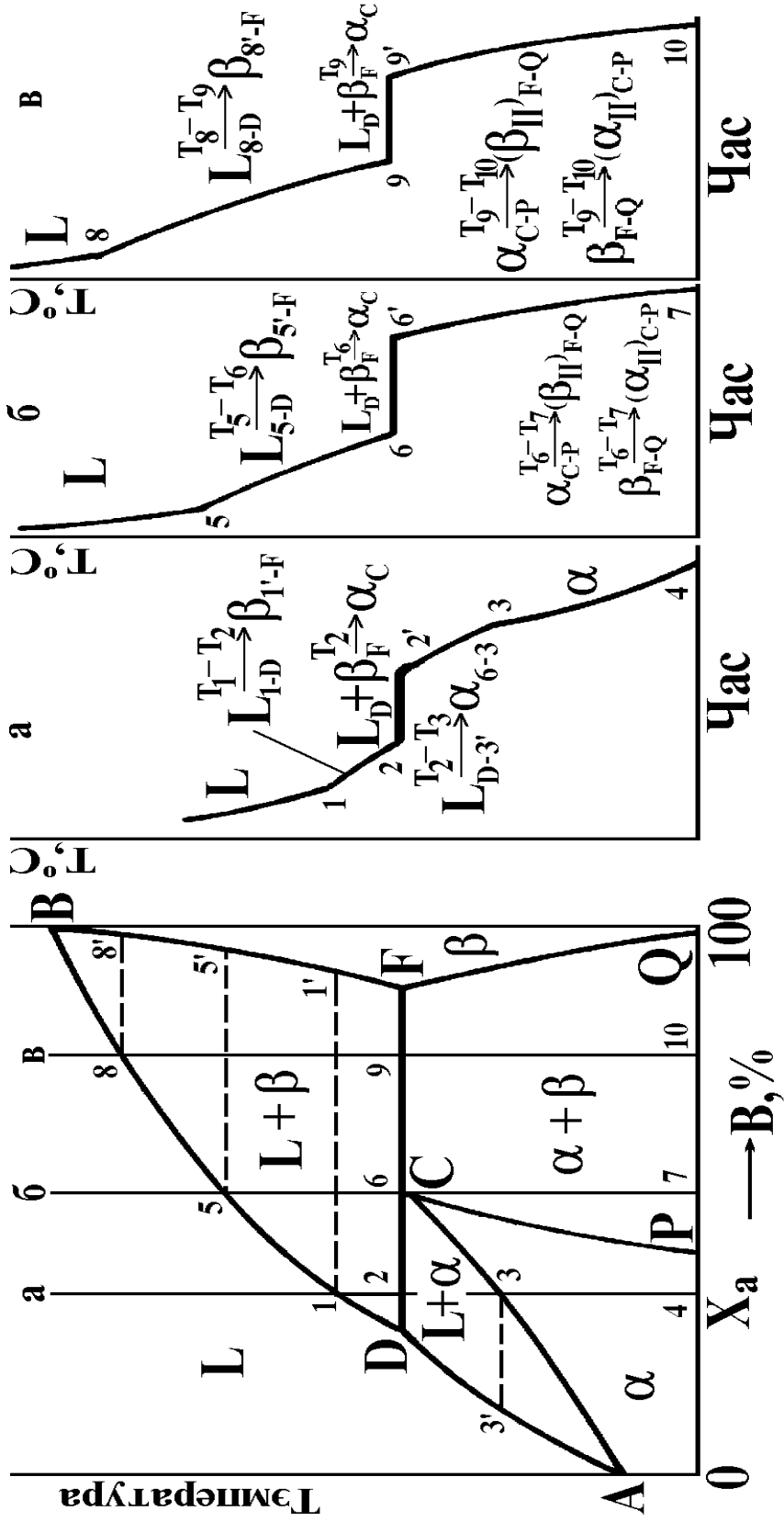
Лінія АДВ на дыяграме (мал.26) адпавядае лініі ліквідус, а лінія АСFB - лініі солідус. Пункт С характарызуе максімальную растваральнасць кампанента В у кампаненце А, а пункт F - межавую растваральнасць кампанента А у кампаненце В. Лінію DCF называюць лініяй перытэктычнага пераўтварэння. Пры перытэктычнай тэмпературы, як і пры эўтэктычнай, існуюць тры фазы пастаяннага саставу: вадкая L_D і два цвёрдыя растворы α_C і β_F , што адпавядае нанварыянтнай раўнавазе і магчыма толькі пры пастаяннай тэмпературы.

Перытэктычнае пераўтварэнне істотна адрозніваецца ад эўтэктычнага. Калі пры эўтэктычным пераўтварэнні з вадкай фазы адначасова крышталізуюцца дзве цвёрдыя фазы, то пры перытэктычным пераўтварэнні крышталізуецца толькі адна фаза, якая ўтвараецца ў выніку ўзаемадзеяння цвёрдай фазы, якая выдзелілася раней, з вадкай фазай канкрэтнага саставу.

Разгледзім механізм перытэктычнага пераўтварэння. У сплавах, якія маюць канцэнтрацыю паміж пунктамі D і C (мал.26, сплаў а) пры дасягненні тэмпературы T_2 (лінія DC), у раўнавазе знаходзяцца вадкая фаза саставу пункта D (L_D) і крышталі β саставу пункта F (β_F). Пры гэтай тэмпературы працякае перытэктычная рэакцыя $L_D + \beta_F \Rightarrow \alpha_C$, у выніку якой утвараюцца крышталі цвёрдага раствору. У разглядаемым сплаве колькасць крышталёў β і вадкасці, якія ўдзельнічаюць у перытэктычнай рэакцыі, вызначаецца суадносінай

$$\text{колькасць } \beta / \text{колькасць } L = 2D/F2,$$

гэта значыць, у дадзеным сплаве маецца лішак вадкай фазы ў параўнанні з той колькасцю, якая неабходна для ўтварэння α -крышталёў канцэнтрацыі C. У такіх сплавах пасля перытэктычнага пераўтварэння застаецца вадкая фаза. Такім чынам, працэс крышталізацыі сплаву а пры тэмпературы T_2 не заканчваецца, і пры далейшым паніжэнні тэмпературы з вадкай фазы крышталізуецца α -цвёрды раствор. Пасля зацвердзявання сплаў будзе складацца толькі з α -цвёрдага раствору.



Мал. 26. Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх абмежавана растваральныя ў цвёрдым стане і ўтвараюць перытэктку

У сплавах, размешчаных паміж пунктамі С і F (мал.26, сплаў в), утварэнне крышталёў α праходзіць пры тэмпературы t_9 (лінія CF) таксама ў выніку перытэктычнага пераўтварэння $L_d + \beta_F \Rightarrow \alpha_C$. Для такіх сплаваў суадносіны рэагуючых фаз характарызуюцца лішняй колькасцю β - фазы, таму ў выніку перытэктычнага пераўтварэння частка β - фазы застаецца непарэагаваўшай і сплавы пасля зацвердзявання будуць мець структуру, якая складаецца з α і β - фаз. На ўчастку 9'-10 гэтыя фазы маюць не толькі абмежаваную, але і пераменную растваральнасць.

У сплаве б (мал.26) пры перытэктычным пераўтварэнні (тэмпература T_6) расходуюцца ўся вадкая фаза і ўсе крысталі β .

Перытэктычнае пераўтварэнне назіраецца ў многіх прамысловых сплавах, напрыклад у сплавах жалеза з вугляродам (да 0,5% С), медзі з цынкам, медзі з волавам і г.д.

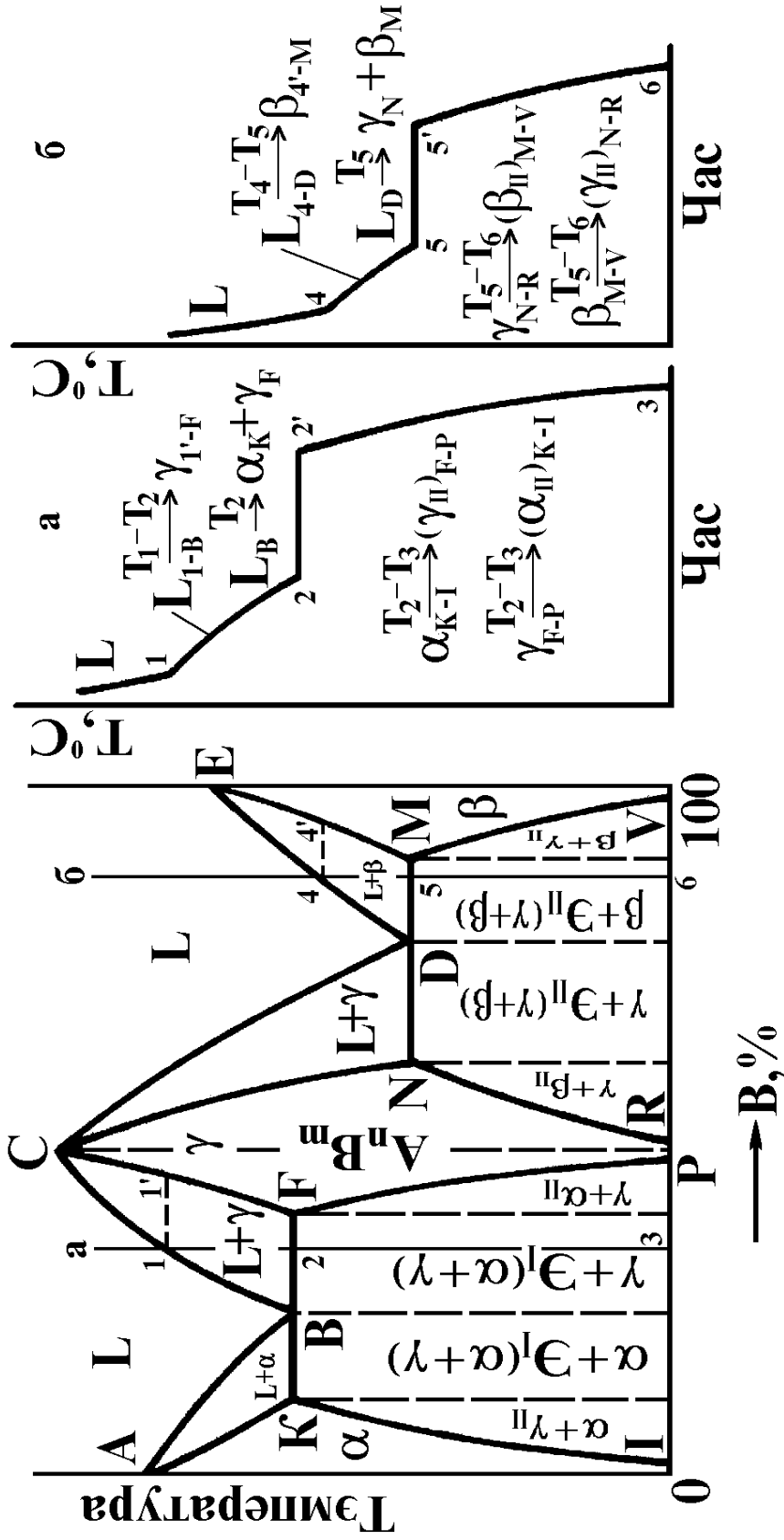
4.3.4. Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх утвараюць пра- межкавыя фазы

Хімічныя злучэнні могуць быць устойлівымі і няўстойлівымі. Яны будуць устойлівымі, калі іх можна нагрэць без раскладання да расплаўлення. Хімічнае злучэнне будзе няўстойлівым, калі пры нагрэве яно падвяргаецца раскладанню.

Дыяграма стану сплаваў з цвёрдымі растворамі на базе ўстойлівага хімічнага злучэння.

Такую дыяграму (мал.27) можна раздзяліць на дзве часткі. Адна частка дыяграмы характарызуе сплавы, утвараемыя адным з кампанентаў з хімічным злучэннем (вобласць А - A_nB_m), якое адыгрывае ролю самастойнага кампанента, а другая частка - сплавы, утвараемыя другім кампанентам з гэтым жа хімічным злучэннем (вобласць В - A_nB_m). Кожная частка дыяграмы ўяўляе сплавы з абмежаванай растваральнасцю ў цвёрдым стане і ўтварэннем эўтэктыкі.

Сплавы, размешчаныя ў вобласці γ -раствору лявей за ардынату хімічнага злучэння A_nB_m , уяўляе сабой цвёрдыя растворы кампанента А ў злучэнні A_nB_m ; сплавы, размешчаныя правей за ардынату злучэння, - адпаведна растворы кампанента В у злучэнні A_nB_m . Цвёрдаму раствору на базе кампанента А адказвае α -фаза, а на базе кампанента В - β -фаза.



Мал. 27. Дыяграма стану сплаваў з цвёрдым растворам на базе хімічнага злучэння

Працэс крышталізацыі $A - A_nB_m$ (мал. 27) пачынаецца пры тэмпературах, адпаведных лініі ліквідус ABC. Пры дасягненні тэмператур, адпаведных лініі AB, пачынае крышталізавацца цвёрды раствор α , а адпаведных лініі BC - раствор γ . Канец крышталізацыі адпавядае лініям AK, KBF і FC, якія ўтвараюць лінію солідус. Лінія AK характарызуе тэмпературы канца крышталізацыі α -раствору, а лінія FC - γ -раствору. Пры тэмпературы, адпаведнай гарызантальнай лініі KBF, утвараецца эўтэтыка $\alpha + \gamma$ (эўтэтыка I).

Крышталізацыя сплаваў $B - A_nB_m$ (мал.27) пачынаецца пры тэмпературах, адпаведных лініі ліквідус CDE. Пры тэмпературах, якія ўтвараюць лінію CD, з вадкага сплаву пачынаюць выпадаць крышталі цвёрдага раствору γ , а лінію DE - крышталі цвёрдага раствору β . Лінія CN - канец крышталізацыі γ - раствору, а лінія ME - β - раствору. Лінія NDM адпавядае тэмпературы ўтварэння эўтэтыкі $\gamma - \beta$ (эўтэтыка II).

У сплавах $A - A_nB_m$ ніжэй за лінію солідус AK і FC прысутнічаюць аднафазныя структуры α - або γ -растворы, а ніжэй за эўтэтычную гарызанталь KBF - лішкавыя крышталі α і γ (пераменнай растваральнасць) і эўтэтыка $\alpha + \gamma$ (эўтэтыка I). Адпаведна ў сплавах $B - A_nB_m$ пры тэмпературах ніжэй за лінію CN будзе толькі γ -раствор, ніжэй за лінію EM - β -раствор і ніжэй за эўтэтычную лінію NDM - эўтэтыка $\gamma + \beta$ (эўтэтыка II) і лішкавыя крышталі γ і β пераменнай растваральнасці.

Дыяграма з устойлівым хімічным злучэннем A_nB_m , прычым і гэтак злучэнне, і чыстыя кампаненты не ўтвараюць у цвёрдым стане раствораў.

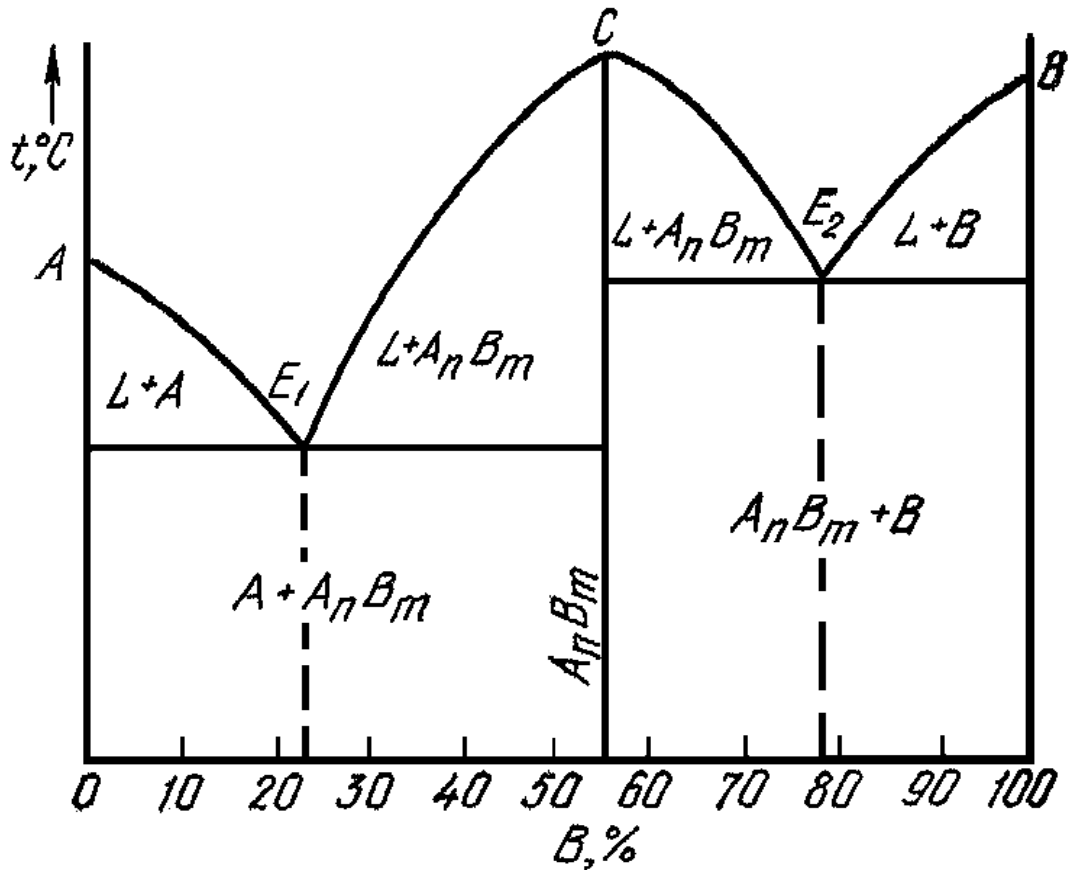
Кампанентамі сістэмы (мал.28) з'яўляюцца рэчывы A і B, а цвёрдымі фазамі - A, A_nB_m і B. З чатырох магчымых у гэтай сістэме фаз могуць суіснаваць тры: L, A, A_nB_m або L, B і A_nB_m . Пункт C адпавядае тэмпературы плаўлення хімічнага злучэння A_nB_m . На дыяграме маюцца два эўтэтычныя пункты E_1 і E_2 .

Эўтэтыка E_1 уяўляе сабой сумесь крышталёў кампанента A і хімічнага злучэння, а эўтэтыка E_2 - крышталёў B і хімічнага злучэння. Адпаведнымі рэакцыямі ўтварэння эўтэтычных сумесей з'яўляюцца



На лініях E_1C і CE_2 выдзяляюцца першасныя крышталі хімічнага злучэння. Такім чынам, заэўтэтычныя сплавы ў дачыненні да эўтэтыкі E_1 і даэўтэтычныя сплавы ў дачыненні

да эўтэктыкі E_2 у цвёрдым стане складаюцца з першасных крышталёў A_nB_m і эўтэктыкі E_1 або E_2 .



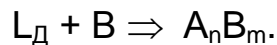
Мал. 28. Дыяграма стану з устойлівым хімічным злучэннем

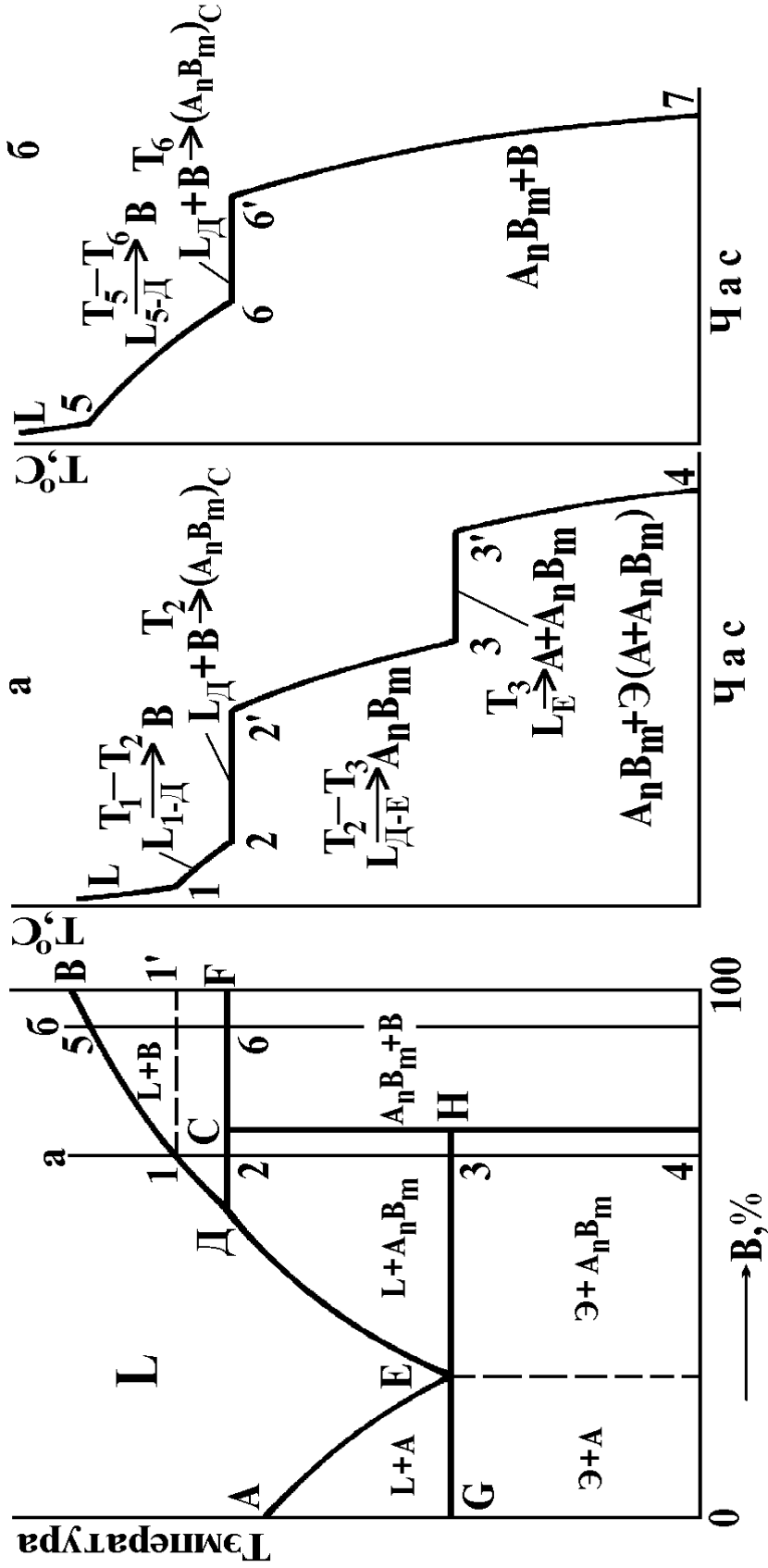
Дыяграма стану сплаваў з няўстойлівым хімічным злучэннем.

У гэтым выпадку два кампаненты ўтвараюць няўстойлівае хімічнае злучэнне (мал.29), якое пры нагрэве да тэмпературы (T_C) распадаецца на вадкасць і адзін з кампанентаў, гэта значыць не расплаўляецца ў поўнай меры.

На лініі DCF знаходзіцца ў раўнавазе тры фазы: вадкасць канцэнтрацыі D, крышталі кампанента B і крышталі хімічнага злучэння A_nB_m .

Пры нагрэве няўстойлівае хімічнае злучэнне A_nB_m распадаецца на вадкасць канцэнтрацыі D і крышталі B. Пры ахалоджванні, выходзіць, пройдзе адваротная рэакцыя:





Мал. 29. Дьяграма стану з неўстойлівым хімічным злучэннем

Рэакцыя гэта падобна на перытэктывную, толькі ў выніку ўтвараецца не цвёрды раствор, а хімічнае злучэнне.

Крышталізацыя сплаву а (мал.29) у раўнаважных умовах пачнецца ў пункце 1 з выпадзення крышталёў В, прычым канцэнтрацыя вадкасці будзе мяняцца па крывой 1-Д. Пры тэмпературы T_2 утвараецца няўстойлівае хімічнае злучэнне. Пасля заканчэння гэтай рэакцыі ў лішку застаецца вадкасць, якая крышталізуецца з выдзяленнем злучэння A_nB_m да той пары, пакуль канцэнтрацыя вадкасці не дасягне пункта Е. Астатак вадкасці пры тэмпературы T_3 крышталізуецца ў эўтэктыву, якая складаецца з крышталёў А і хімічнага злучэння. Такім чынам, на крывой ахалоджвання сплаву а (мал.29) будзе дзве пляцоўкі: верхняя, якая адпавядае ўтварэнню неўстойлівага хімічнага злучэння, і ніжняя, якая адпавядае ўтварэнню эўтэктыві Э ($A + A_nB_m$).

У сплаве б (мал.29) пры тэмпературы T_6 таксама ўтвараецца няўстойлівае хімічнае злучэнне, але пасля заканчэння гэтай рэакцыі ў лішку застаюцца крышталі В. Гэтыя крышталі разам з крышталямі A_nB_m пры больш нізкіх тэмпературах ахалоджваюцца без пераўтварэнняў.

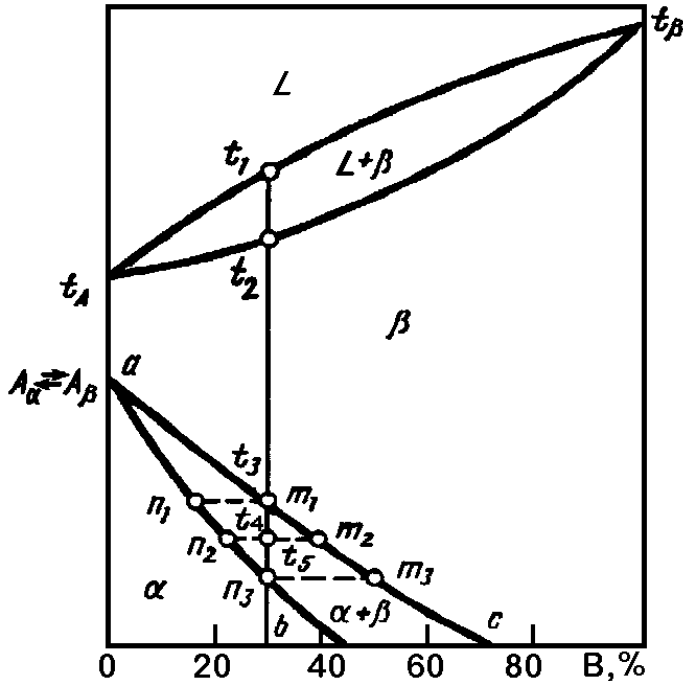
4.3.5. Дыяграмы стану сплаваў, кампаненты якіх маюць паліморфныя пераўтварэнні

Прыкладна палова ўсіх металаў з'яўляюцца паліморфнымі. Напрыклад, плутоній мае 6 мадыфікацый, 4 мадыфікацыі ў марганцу 3 мадыфікацыі мае ўран і яшчэ некалькі элементаў, каля 20 элементаў маюць дзве мадыфікацыі.

Паліморфныя пераўтварэнні аднаго або обоіх кампанентаў сплаву мяняюць яго структуру і ўласцівасці.

Дыяграма стану сплаваў, якія ўтвараюць цвёрдыя растворы з неабмежаванай растваральнасцю, у якіх адзін з кампанентаў А мае дзве мадыфікацыі A_α і A_β . У разглядаемай сістэме (мал.30) усе сплавы пасля зацвердзявання складаюцца з аднарадлага β -раствору, які з'яўляецца цвёрдым растворам кампанентаў A_β (у стане , калі ён мае β -мадыфікацыю) і В. Пры паніжэнні тэмпературы A_β -мадыфікацыя пераўтвараецца ў α -мадыфікацыю. У сувязі з гэтым у вобласці, абмежаванай лініямі ас і ав, у раўнавазе знаходзяцца дзве фазы $\alpha+\beta$, дзе α -фаза з'яўляецца цвёрдым растворам кампанента В у α -мадыфікацыі кампанента А; а β -фаза - цвёрдым растворам В у β -мадыфікацыі кампанента А. Пры тэмпературы ніжэй за лінію ав сплавы скла-

даюцца толькі з α -фазы. Крышталічная рашотка α -раствору адрозніваецца ад рашоткі β - раствору. На дыяграме (мал.30) лінія ас пры ахалоджванні адпавядае тэмпературы пачатку, а



Мал. 30. Дыяграма стану сплаваў, якія ўтвараюць цвёрдыя растворы, з паліморфнымі пераўтварэннямі аднаго з кампанентаў

лінія ав - тэмпературы заканчэння

паліморфнага $\alpha \rightarrow \beta$ -пераўтварэння. Пры больш нізкіх тэмпературах (ніжэй за лінію ав) сплавы маюць аднафазную структуру α -цвёрдага раствору. У сплавах, якія знаходзяцца паміж пунктамі в і с, $\beta \rightarrow \alpha$ - пераўтварэнне пры пакаёвай тэмпературы не заканчваецца, і пасля ахалоджвання гэтыя сплавы зберагаюць двухфазную структуру $\alpha + \beta$.

Сплавы, якія ляжаць правей за пункт с, не падвяргаюцца паліморфным пераўтварэнням і пры

ўсіх тэмпературах маюць структуру β -цвёрдага раствору.

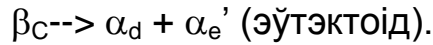
Дыяграма стану сплаваў, у якіх высокатэмпературныя мадыфікацыі кампанентаў (β) валодаюць поўнай узаемнай растваральнасцю, а нізкатэмпературныя - (α)-абмежаванай.

У выніку першаснай крышталізацыі ўсе сплавы гэтай сістэмы ўтвараюць аднародны β -цвёрды раствор (мал.31).

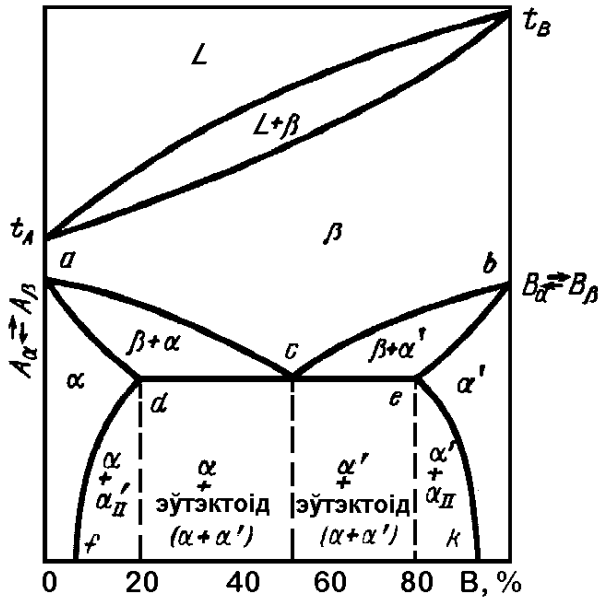
З паніжэннем тэмпературы β -цвёрды раствор распадаецца з прычыны абмежаванай растваральнасці кампанентаў у α -мадыфікацыі. Лініі ас і св адпавядаюць тэмпературам пачатку распаду β -цвёрдага раствору. Пры тэмпературах ніжэй за лінію ас у раўнавазе знаходзяцца крышталі цвёрдых раствораў β і α , састаў якіх вызначаецца лініямі ас (β -фаза) і ад (α -фаза).

Пры тэмпературах ніжэй за лінію вс у раўнавазе знаходзіцца β - і α' - фазы. Састаў β -цвёрдага раствору пры

паніжэнні тэмпературы мяняецца па лініі $св$, а α' -фазы па лініі $ве$. Пры дасягненні ізатэрмы дзе цвёрды раствор, састаў якога адпавядае пункту $с$ (β_c), пры пастаяннай тэмпературы распадаецца:



Распад β -раствору на сумесь дзвюх фаз α і α' можа быць апісаны аналагічна



эўтэктывнаму пераўтварэнню, але ў гэтым выпадку пачатковай фазай будзе цвёрды раствор (а не вадкасць, як гэта сустракаецца пры эўтэктывным пераўтварэнні). Падобнае пераўтварэнне ў адрозненне ад эўтэктывнага называюць эўтэктоідным, а сумесь атрыманых крышталёў ($\alpha + \alpha'$) - эўтэктоідам. Сплавы, размешчаныя лявей за пункт $с$, называюць даэўтэктоіднымі; сплаў, які адпавядае пункту $с$, - эўтэктоідным, а сплавы, якія ляжаць правей за пункт $с$, - заэўтэктоіднымі.

Мал. 31. Дыяграма стану сплаваў, якія ўтвараюць цвёрдыя растворы з паліморфнымі пераўтварэннямі двух кампанентаў і ўтварэннем эўтэктоіда

Лінія df указвае на змяненне межавай растваральнасці кампанента

$В$ у α -мадыфікацыі кампанента $А$ ў залежнасці ад тэмпературы, а лінія $ек$ - кампанента $А$ ў α -мадыфікацыі кампанента $В$.

4.4. Крышталізацыя сплаваў у нераўнаважных умовах

Дыяграмы стану, разгледжаныя вышэй, характарызуюць раўнаважны стан сплаваў, а лініі на дыяграмах паказваюць тэмпературна-канцэнтрацыйныя ўмовы пераўтварэння ў раўнаважных умовах, калі тэрмадынамічныя патэнцыялы старой і фазы, якая утварылася, роўныя.

Аднак вядома, што пераўтварэнне пры тэмпературы фазавай раўнавагі немагчыма, паколькі ў гэтым выпадку няма стымулу для пераўтварэння, няма выйгрышу ў запасе тэрмадынамічнага патэнцыялу. Таму раўнаважную дыяграму

стану трэба разглядаць як той межавы выпадак, калі пры бясконца малых хуткасцях нагрэву або ахалоджвання дасягаецца бясконца малая рознасць узроўняў тэрмадынамічных патэнцыялаў суіснуючых фаз і калі, такім чынам, пераўтварэнне здзяйсняецца з бясконца малой хуткасцю. Рэальна ж выяўляемыя тэмпературы пераўтварэння пры нагрэве, які праводзіцца з якойсьці канчатковай хуткасцю, ляжаць заўсёды вышэй за раўнаважныя, а для выпадку ахалоджвання заўсёды ніжэй.

Калі хуткасць змянення тэмператур невялікая, гэта значыць пераўтварэнні праходзяць ва ўмовах малых пераахалоджванняў (перагрэў жа звычайна бывае невялікі), то можна не звяртаць увагу на гэтую невялікую ступень пераахалоджвання і разглядаць іх як пераўтварэнні, якія здзяйснююцца пры тэмпературах і ў паслядоўнасці, указанай на дыяграме стану.

У далейшым будзем шырока карыстацца дыяграмамі стану пры аналізе так называемых раўнаважных структур і пераўтварэнняў, якія працякаюць пры павольных ахалоджваннях (нагрэвах).

Ва ўмовах жа хуткіх змяненняў тэмператур мяняецца не толькі тэмпература але і ўмовы пераўтварэння, таму што не паспяваюць (для пераахалоджаных сістэм) прайсці дыфузійныя працэсы, неабходныя для ажыццяўлення пераўтварэнняў па тыпу раўнаважных. Для гэтых выпадкаў раўнавагі дыяграма ўжо не сапраўдная.

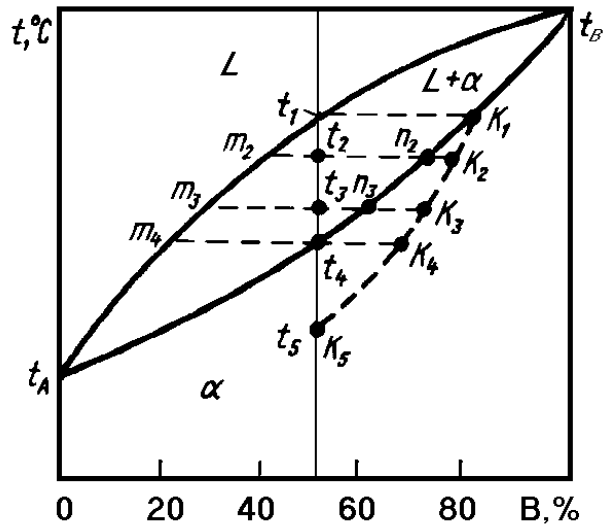
4.4.1. Нераўнаважная крышталізацыя вадкага раствору

Працэс дыфузіі працякае павольна, таму ў рэальных умовах ахалоджвання састаў у межах кожнага крышталю і розных крышталёў не паспявае выраўноўвацца, і ён будзе неаднолькавым.

Неаднародныя па саставу крышталі цвёрдага раствору α можна характарызаваць сярэдняй канцэнтрацыяй, якая на мал. 32 ляжыць справа ад лініі солідус.

Разглядаемы сплаў пачынае зацвердзяваць пры тэмпературы t_1 , пры якой утвараюцца крышталі α ; састаў іх адпавядае пункту k_1 .

Пры тэмпературы t_2 састаў вадкай фазы будзе адпавядаць пункту m_2 , а α -фазы - пункту n_2 . Але асобныя часткі крышталёў α -фазы, якія ўтварыліся пры тэмпературах вышэй за тэмпературу t_2 , не змянілі свайго пачатковага саставу, і сярэдні састаў крышталёў будзе адпавядаць пункту k_2 . Пры паніжэнні тэмпературы сярэдні састаў крышталёў α -цвёрдага раствору ўсё больш адхіляецца ад раўнаважнага. Пры тэмпературы t_3 ён будзе адпавядаць не n_3 , а k_3 . Калі праз пункты k_1 - k_5 правесці кры-



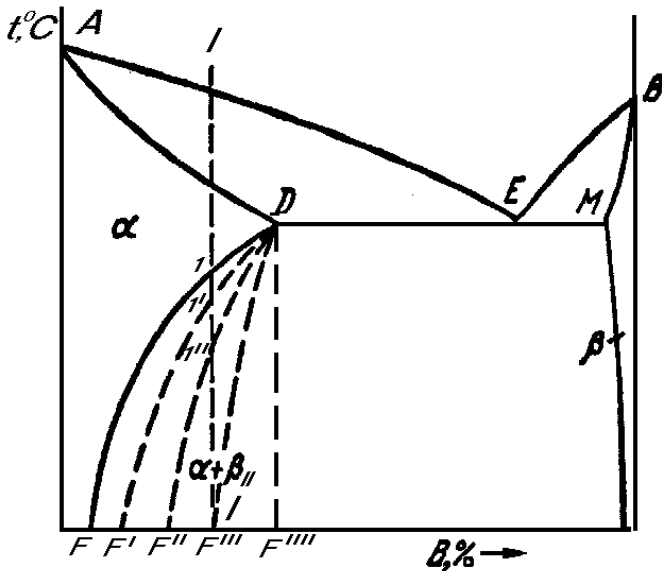
Мал. 32. Дыяграма стану для вы-
неабмежаванай
падкву
растваральнасці кампанентаў А і В

вую, то яна будзе характарызаваць сярэдні састаў крышталёў α пры дадзенай хуткасці ахалоджвання. Пры тэмпературы t_4 ва ўмовах раўнавагі фаз выбраны сплаў павінен зацвярдзец. У нераўнаважных умовах гэта не здараецца, паколькі ў сплаве застанеца вадкая фаза, колькасць якой вызначаецца з суадносін $(t_4 k_4 / m_4 k_4) 100\%$. Сплаў зацвярдзее тады, калі сярэдні састаў α -фазы будзе адпавядаць саставу ўзятага сплаву. Гэта здарыцца пры тэмпературы t_5 , калі перыферычныя зоны крышталёў будуць мець састаў, адпаведны 50% кампанента В. Выходзіць, у нераўнаважных умовах сплаў зацвярдзее пры тэмпературы ніжэйшай за раўнаважную тэмпературу зацвердзявання. Лінію k_1 - k_5 называюць лініяй нераўнаважнага солідуса. Кожны сплаў пры зададзенай хуткасці ахалоджвання характарызуецца сваім нераўнаважным солідусам.

4.4.2. Нераўнаважная крышталізацыя цвёрдага раствору

Калі ў працэсе ахалоджвання магчымы распад цвёрдага раствору, то дыяграмам стану паказвае пачатак гэтага працэсу пры самым павольным ахалоджванні - для сплаву I - I пункт 1 (мал.33). З павелічэннем хуткасці ахалоджвання тэмпература пачатку выдзялення залішняй фазы (β_{II}) зніжаецца (пункты 1', 1''),

колькасць фазы, якая выдзелілася, памяншаецца і напрыканцы пры вызначанай, яшчэ большай, хуткасці ахалоджвання цвёрды раствор без выдзялення ў поўнай меры пераахалоджваецца да пакаёвай тэмпературы.



Мал. 33. Крышталізацыя з цвёрдага раствору ва ўмовах пераахалоджвання

залішняй фазы. Гэты працэс будзе паскарацца пры павышанай тэмпературы.

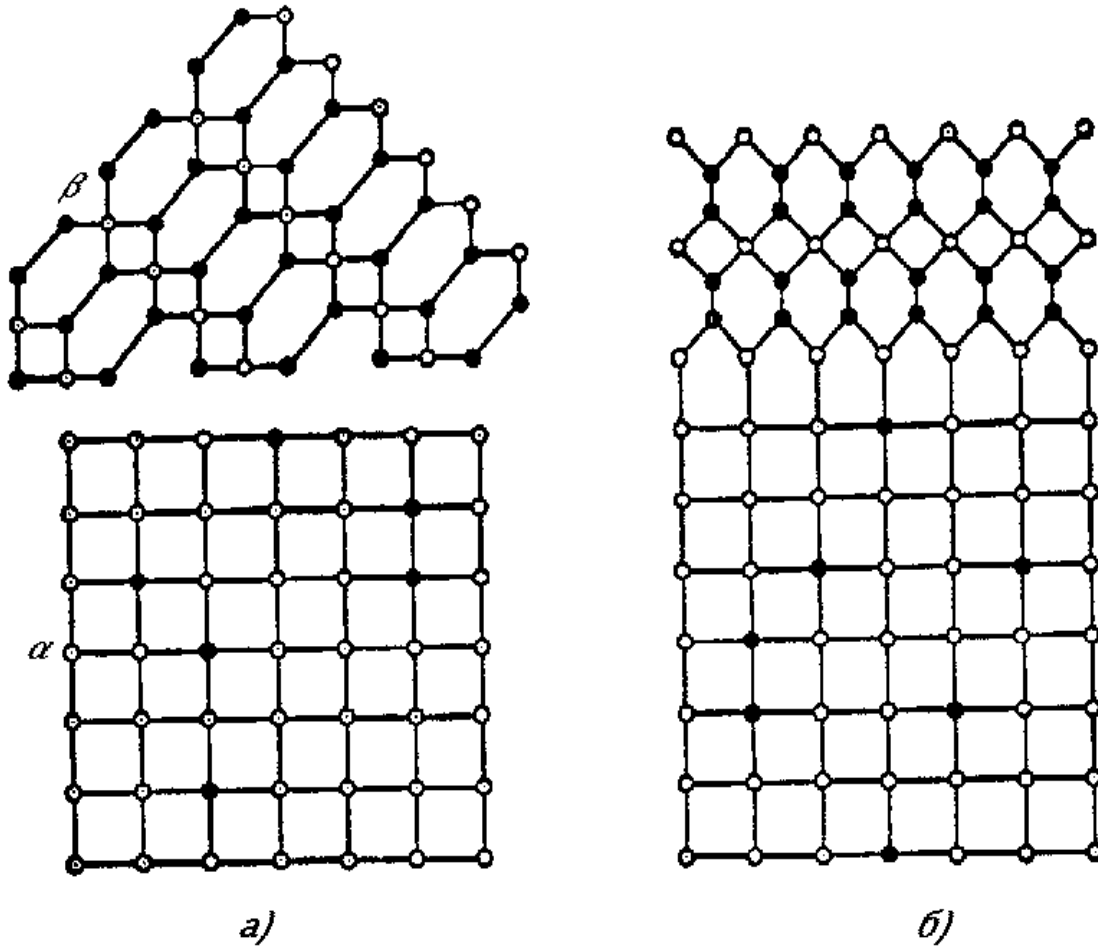
Утвораныя пры высокай тэмпературы другасныя фазы адрозніваюцца па памерах, але і арыентавана не звязаны з мацярынскай фазай. Слой атамаў, які належыць старой фазе, суседнічае са слоём атамаў, якія належаць рашотцы новай фазы (мал.34 а).

Выдзеленая пры нізкай тэмпературы новая β -фаза (яна па саставу звычайна не супадае з саставам стабільнай β -фазы, указанай на раўнаважнай дыяграме) пэўным чынам арыентавана адносна пачатковай, так што прамежкавы слой атамаў у роўнай ступені належыць абедзвюм рашоткам (мал.34 б). Падобнае сучляненне крышталічных рашотак называецца кагерэнтным. На мяжы раздзелу пры кагерэнтнай сувязі ўзнікаюць і зберагаюцца напружанні тым большыя, чым большае адрозненне ў будове (у плоскасці раздзелу) спалучаных рашотак.

Калі тэмпературу сплаву павышаць, то з-за павелічэння цеплавой рухомасці атамаў і наяўнасці напружанняў на мяжы раздзелу фаз, кагерэнтная сувязь разрываецца (з'ява зрыву кагерэнтнасці), метастабільныя фазы пераходзяць ва ўстойлівую

Такім чынам, рэгулюючы хуткасць ахалоджвання, можна дабіцца рознай ступені распаду - аж да поўнага яго падаўлення. Такія перанасычаныя растворы неўстойлівыя. Калі, аднак, цеплавая рухомасць атамаў пераахалоджанага раствору недастатковая, то стан перанасычэння можа зберагацца нявызначана доўгі час. У адваротным выпадку з цягам часу будзе адбывацца паступовы распад перанасычанага раствору з выдзяленнем

β -фазу, пласцінчатыя крышталікі β -фазы растуць, імкнучыся прыняць акруглую форму. Калі апісаныя працэсы пройдуць у поўнай меры, структура і фазавы састаў стануць такімі ж, як і ў выпадку павольнага ахалоджвання.



Мал. 34. Схемы сучлянення крышталічных рашотак: а- незвязаная; б-звязаная (кагерэнтная)

Апісаны вышэй працэс фіксацыі хуткім ахалоджваннем няўстойлівага стану носіць назву загартоўкі, а наступны працэс паступовага прыбліжэння да раўнаважнага стану (шляхам нагрэву або доўгай вытрымкі) называецца водпускам або старэннем. Такое рознабаковае змяненне структуры, дасягаемае рознай ступенню прыбліжэння сплаву да раўнаважнага стану, прыводзіць да рознабаковага змянення ўласцівасцей, чым і абумоўлена шырокае прымяненне тэрмічнай апрацоўкі, у аснове якой закладзены працэсы нераўнаважнай крышталізацыі.

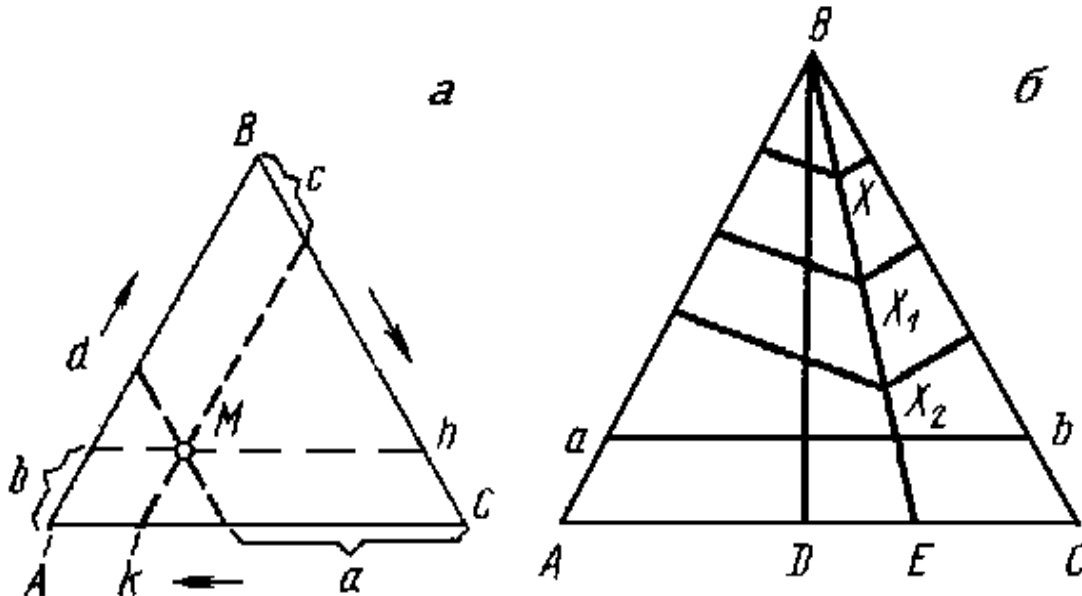
4.5. Паняцце аб дыяграмах стану трайных сплаваў

Сучасная тэхніка не абмяжоўваецца прымяненнем чыстых металаў і двайных сплаваў. У большасці выпадкаў практычна прымяняемыя сплавы з'яўляюцца сплавамі некалькіх кампанентаў. Таму, відавочна, узнікае неабходнасць вывучэння трайных і больш складаных сістэм.

Дыяграма стану трайных сплаваў мае выгляд трохграннай прызмы. Асновай прызмы з'яўляецца раўнастаронні трохвугольнік, які паказвае канцэнтрацыю кампанентаў. Гэты трохвугольнік называюць канцэнтрацыйным.

Кампаненты, якія ўтвараюць сплаў, указваюць у вяршынях трохвугольніка, двайныя сплавы - на старанах трохвугольніка, а трайныя сплавы - пунктамі ўнутры трохвугольніка.

Для вызначэння саставу трайнага сплаву ўжываюць уласцівасць раўнастаронняга трохвугольніка: калі праз любы пункт ўнутры трохвугольніка, напрыклад M (мал.35 а), правесці прамыя, паралельныя старанам, то сума адрэзкаў a , b , c , адзначаных на старанах, роўная старане трохвугольніка



Мал. 35. Канцэнтрацыйныя трохвугольнікі трайнай сістэмы А-В-С
($a+b+c=AB=BC=CA$).

За 100% аднаго з кампанентаў прымаюць старану трохвугольніка. Для вызначэння саставу сплаву, адпаведнага, напрыклад, пункту M , карыстаюцца адрэзкамі Mh , Mk і Md , роўнымі адпаведна адрэзкам a , b , c . Канцэнтрацыю адлічваюць па гадзіннікавай срэлцы. Тады адрэзак a адпавядае ўтрыманню

кампанента А, адрэзак в - утрыманню кампанента В і адрэзак с - утрыманню кампанента С.

Карыстаючыся ўласцівасцямі раўнастаронняга трохвугольніка, няцяжка паказаць наступныя заканамернасці:

1) усе сплавы, састаў якіх характарызуецца прамымі, што злучаюць вяршыні трохвугольніка з супрацьлеглай стараной, маюць пастаянную суадносінку кампанентаў, указаных у другіх дзвюх вяршынях трохвугольніка; напрыклад, для сплаваў на прамой ВЕ колькасная суадносіна кампанентаў А і С застаецца пастаяннай (мал.35 б);

2) усе сплавы на прамых, якія з'яўляюцца вышынямі трохвугольніка (мал.35 б), маюць пастаяннае ўтрыманне двух кампанентаў, указаных у вяршынях, якія ляжаць па абедзве стараны ад гэтай вышыні; напрыклад, у сплавах, састаў якіх указаны вышынёй ВД, утрыманне кампанента А роўна ўтрыманню кампанента С;

3) сплавы на прамой, паралельнай адной са старон трохвугольніка, маюць аднолькавае ўтрыманне кампанентаў, супраць вяршыні якога знаходзіцца гэтая прмая; у прыватнасці сплавы на прамой ав (мал.35 б) утрымліваюць аднолькавую колькасць кампанента В.

Тэмпературы адкладваюць па вышыні прызмы. У сувязі з гэтым для ўказання фаз і структуры трайнага сплаву ў залежнасці ад канцэнтрацыі і тэмпературы неабходна прасторавае адлюстраванне адпаведнай дыяграмы.

Для атрымання дыяграмы стану трайных сплаваў спачатку будуець (як і для двайных сплаваў) крывыя ахалоджвання ў каардынатах тэмпература-час. Гэтыя сплавы адзначаюць пунктамі ў канцэнтрацыйным трохвугольніку, з іх будуець перпендыкуляры, на якіх пры адпаведных тэмпературах адкладваюць крытычныя пункты. Праз гэтыя пункты праводзяць паверхні (замест ліній на дыяграмах двайных сплаваў).

Агульны выгляд трайных дыяграм стану вызначаецца характарам двайных сістэм, якія ўтвараюць іх бакавыя грані (мал.36) і характарызуюць узаемадзеянне кампанентаў у рознай камбінацыі.

Трайная дыяграма стану з неабмежаванай растваральнасцю кампанентаў у вадкім і цвёрдым станах прыведзена на мал. 36. Пачатак крышталізацыі трайных сплаваў адпавядае тэмпературам, якія ляжаць на паверхні ліквідус. Заканчэнне

крышталізацыі трайных α -цвёрдых раствораў адпавядае тэмпературам, якія ўтвараюць паверхню солідус.

Пры тэмпературах вышэй за паверхню ліквідус сплавы знаходзяцца ў вадкім стане. У інтэрвале тэмператур паміж паверхнямі ліквідус і солідус будзе двухфазны стан ($L+\alpha$). Пры тэмпературах ніжэй за паверхню солідус існуе толькі трайны α -цвёрдых раствор.

На мал. 36 б прыведзена крывая ахалоджвання для сплаву 1. У інтэрвале тэмператур t_H-t_K лік ступеней свабоды $C=3-2+1=2$. Гэта значыць, у двухфазнай вобласці трайнай сістэмы (паміж паверхнямі ліквідус і солідус) можна адначасова мяняць і тэмпературу, і састаў адной з фаз (цвёрдага α або вадкага L раствораў), не мяняючы лік фаз у сістэме.

Пераўтварэнні ў трайных сплавах зручней назіраць не па прасторавай дыяграме, а па сячэннях (разрэзах) гэтых дыяграм.

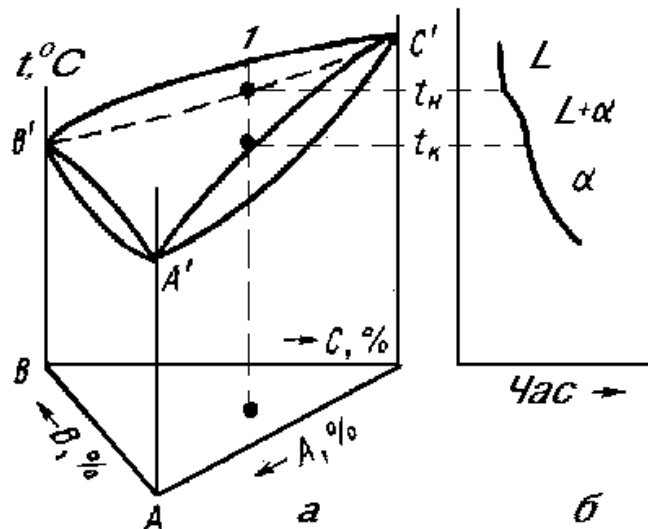
Прымяняюць наступныя віды сячэнняў прасторавых дыяграм трайных сплаваў:

1) гарызантальныя, якія праводзяць у выглядзе ізатэрмічных сячэнняў, што

ўказваюць фазавы і структурны састаў для ўсіх сплаваў пры вызначанай тэмпературы, або ў выглядзе праекцыі асобных паверхняў і ліній на гарызантальную плоскасць (канцэнтэрацыйны трохвугольнік);

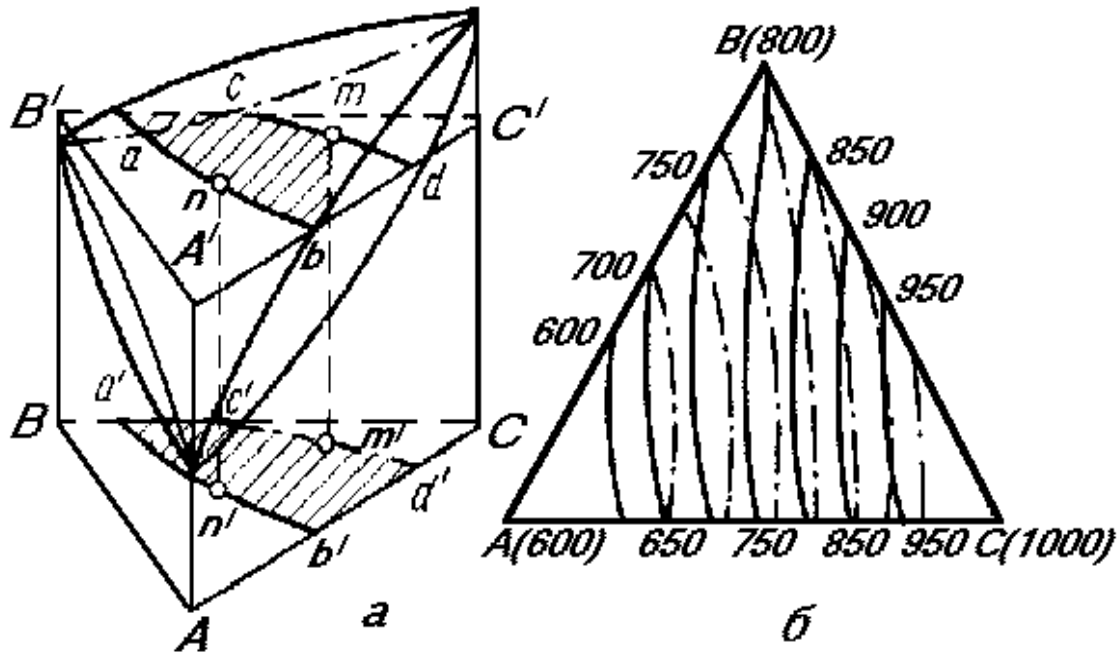
2) вертыкальныя (політэрмічныя), шырока прымяняемыя пры вывучэнні трайных сплаваў.

Гарызантальны разрез трайнай дыяграмы сплаваў - цвёрдых раствораў - паказаны на мал. 37 а. Плоскасць $A'B'C'$, паралельная плоскасці канцэнтэрацыйнага трохвугольніка ABC , перасякае паверхню ліквідус па крывой apv , а паверхню солідус - па крывой $сmd$. Атрыманыя крывыя называюць адпаведна



Мал. 36. Дыяграма стану трайных сплаваў з неабмежаванай растваральнасцю кампанентаў у вадкім і цвёрдым станах (а) і крывая ахалоджвання сплаву 1 (б)

ізатэрмамі ліквідуса і солідуса, іх праецыруюць на канцэнтэрацыйны трохвугольнік (лініі $a'n'b'$ і $c'm'd'$) і каля іх указваюць адпаведныя ім тэмпературы. Калі нанесці на канцэнтэрацыйны трохвугольнік праекцыі ліній ліквідуса і солідуса для некалькіх тэмператур, то можна атрымаць звесткі аб тэмпературах пачатку і канца крышталізацыі для ўсіх сплаваў сістэмы А-В-С (мал.37 б).

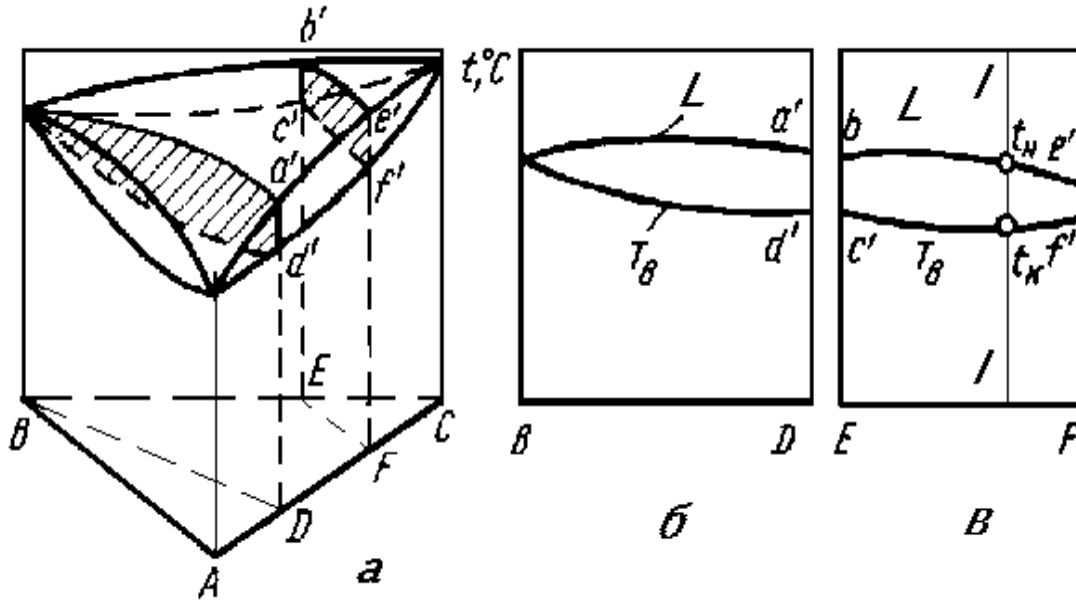


Мал. 37. Ізатэрмічныя сячэнні трынай дыяграмы з неабмежаванай растваральнасцю: а-праекцыя ліній ліквідус і солідус ізатэрмічнага сячэння; б-праекцыя ізатэрм паверхняў ліквідуса і солідус сячэння на канцэнтэрацыйны трохвугольнік; суцэльныя лініі - пачатак крышталізацыі, штрых-пункцірныя - канец крышталізацыі

На мал. 38 а паказаны сляды сячэння трынай дыяграмы дзвюма вертыкальнымі плоскасцямі, а на мал. 38 б і в - адпаведныя разрэзы. Трэба мець на ўвазе, што для сплаваў, адпаведных плоскасці разрэзу, саставы фаз, якія знаходзяцца ў раўнавазе ў двухфазнай вобласці, не могуць быць вызначаны з дапамогай гэтага разрэзу, таму што яны звычайна ляжаць па-за ім. Нельга вызначыць і колькасныя суадносіны фаз для двухфазнай вобласці.

Аднак політэрмічныя разрэзы даюць магчымасць вызначыць тэмпературы пачатку і канца фазавых пераўтварэнняў у сплавах, адпаведных разрэзу (напрыклад, пункты t_n і t_k для спла-

ву I-I на мал. 38 в, які адпавядаюць тэмпературам пачатку і канца крышталізацыі).



Мал. 38. Політэрмічныя сячэнні трайнай дыяграмы з неабмежаванай растваральнасцю: а-след двух вертыкальных разрэзаў на канцэнтрацыйным трохвугольніку; б, в- вертыкальныя сячэнні

4.6. Сувязь паміж уласцівасцямі сплаваў і тыпам дыяграмы стану

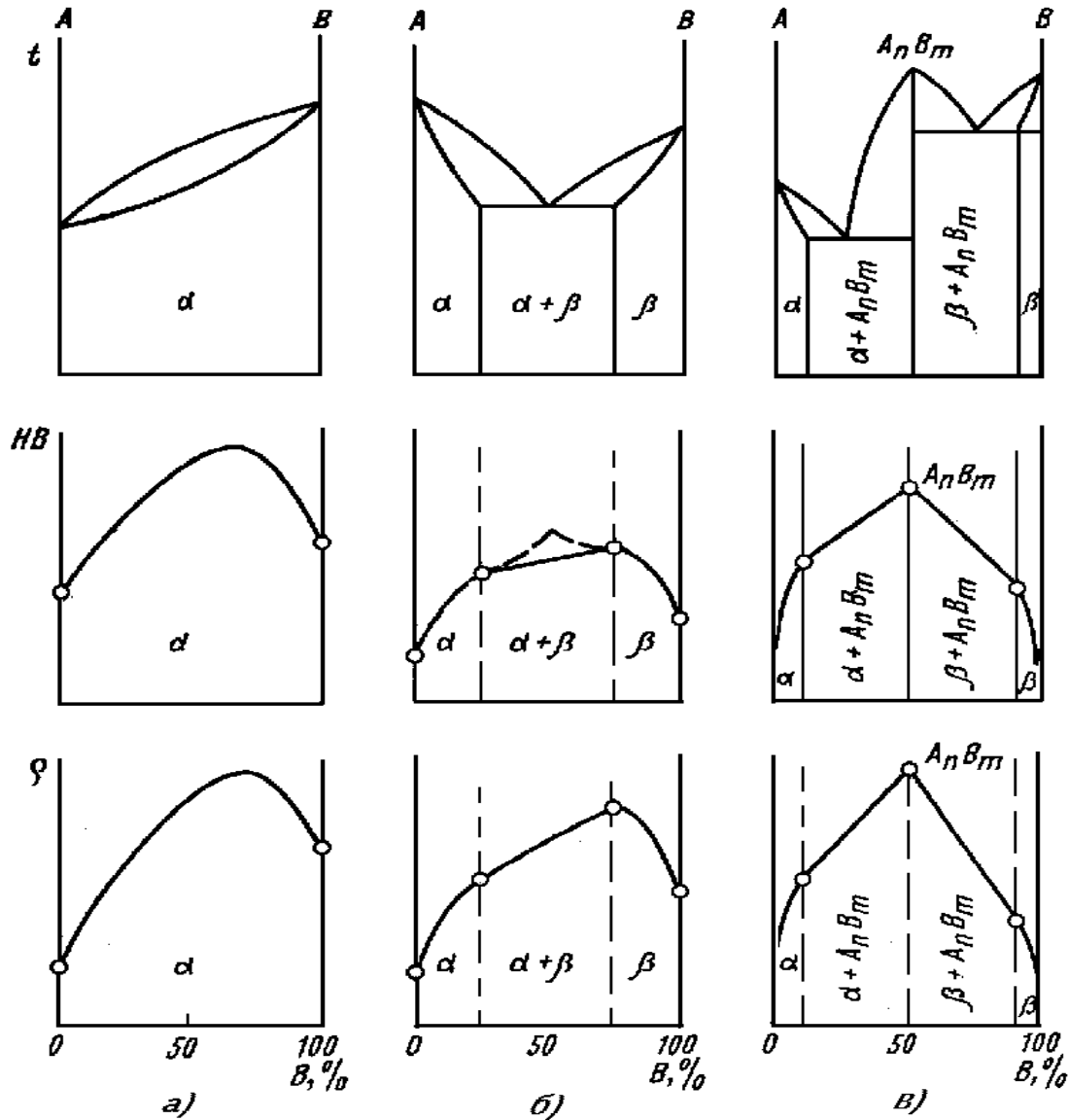
Уласцівасці сплаву ў значнай ступені вызначаюцца фазавым саставам, аб якім можна меркаваць па дыяграме стану. Упершыню на сувязь паміж відам дыяграмы і ўласцівасцямі ўказаў Н.С. Курнакоў (мал.39). Па ардынаце на ніжніх дыяграмах адкладваюць паказчыкі ўласцівасцей (цвёрдасць, электрасупраціўленне і інш.) або адваротныя ім лікавыя велічыні. Крайнія ардынаты на дыяграме паказваюць уласцівасці чыстых кампанентаў.

Пры ўтварэнні цвёрдых раствораў (мал.39 а) уласцівасці сплаваў мяняюцца па крывалінейнай залежнасці, прычым асобныя ўласцівасці, у першую чаргу электрасупраціўленне, могуць значна адрознівацца ад ўласцівасцей кампанентаў.

У сплавах з абмежаванай растваральнасцю (мал.39 б) уласцівасці пры канцэнтрацыях, адпаведных аднафазнаму цвёрдаму раствору, мяняюцца па крывалінейнай залежнасці, а двухфазнай вобласці - па прамой. Крайнія пункты на прамой

з'яўляюцца ўласцівасцямі межавай насычанасці цвёрдых раствораў.

Пры канцэтрацыі, адпаведнай хімічнаму злучэнню (мал.39 в), адзначаецца характэрны пералом на крывой уласцівасцей (сінгулярны пункт). Гэта звязана з тым, што прамежкавыя фазы валодаюць індыўідуальнымі ўласцівасцямі, якія звычайна рэзка адрозніваюцца ад уласцівасцей кампанентаў, што іх утвараюць.



Мал. 39. Схема залежнасці ўласцівасцей сплаваў ад тыпу дыяграмы стану (ρ —удзельнае электрычнае супраціўленне; $НВ$ —цвёрдасць)

А.А. Бочвар паказаў, што існуе вызначаная сувязь паміж дыяграмай стану і ліцейнымі ўласцівасцямі.

Сплавы - цвёрдыя растворы, маюць нізкія ліцейныя ўласцівасці (нізкая вадкацякучасць, схільнасць да ўтварэння рассеянай порыстасці і трэшчын). Для атрымання высокіх ліцейных уласцівасцей канцэнтрацыя кампанентаў у ліцейных сплавах павінна перавышаць іх максімальную растваральнасць у цвёрдым стане і прыбліжацца да эўтэктычнага саставу (мал.39 б). Такія сплавы валодаюць добрай вадкацякучасцю, і ўсадка ў іх праяўляецца ў выглядзе канцэнтрыраванай ракавіны. Сплавы, якія знаходзяцца ў вобласці аднародных цвёрдых раствораў, пластычныя і таму добра пракатваюцца, куюцца, прэсуюцца і г.д. Пластычнасць моцна паніжаецца пры з'яўленні ў структуры эўтэктыкі, таму ў дэфармуемых сплавах максімальная растваральнасць пры эўтэктычнай тэмпературы з'яўляецца верхняй мяжой утрымання кампанентаў (мал.39 б).

5. ФАРМІРАВАННЕ СТРУКТУРЫ ДЭФАРМАВАНЫХ МЕТАЛАЎ І СПЛАВАЎ

5.1. Пластычная дэфармацыя мона- і полікрышталёў

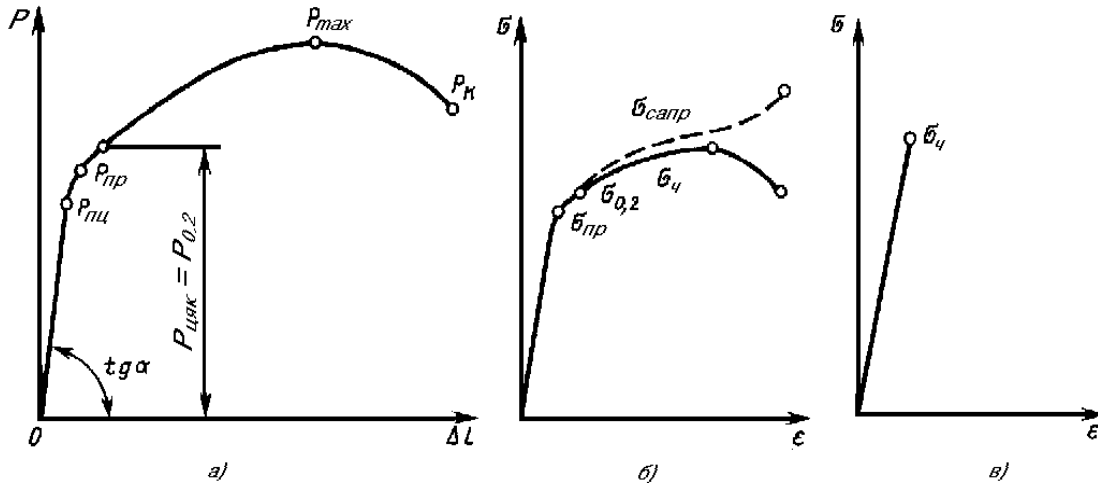
Дэфармацыяй называецца змяненне памераў і формы цела пад уздзеяннем знешніх намаганняў. Дэфармацыі падраздзяляюцца на пругкія і пластычныя. Пругкая дэфармацыя знікае, а пластычная застаецца пасля заканчэння дзеяння прыкладзеных сіл. У аснове пругкіх дэфармацый ляжаць зваротныя сумяшчэнні атамаў металаў ад станаў раўнавагі, у аснове пластычных дэфармацый - незваротныя перамяшчэнні атамаў на значныя адлегласці ад пачатковых станаў раўнавагі.

Здольнасць металаў пластычна дэфармавацца называецца пластычнасцю. Пры пластычным дэфармаванні металу адначасова са змяненнем формы мяняецца рад уласцівасцей, напрыклад, пры халодным дэфармаванні павышаецца трываласць. Пластычнасць забяспечвае канструктыўную трываласць дэталеў пад нагрузкай і нейтралізуе уздзеянне канцэнтратараў напружанняў.

Дыяграма расцяжэння металаў. Выпрабаванні на расцяжэнне - простыя і найбольш распаўсюджаны метады вызначэння трываласці і пластычнасці (ДАСТ 1497-73).

Пры расцяжэнні стандартных узораў з плошчай папярочнага сячэння F_0 і рабочай (разліковай) даўжынёй l_0 будуць дыяграму расцяжэння ў каардынатах нагрузка-падаўжэнне ўзору (мал.40). На дыяграме выдзяляюць тры ўчасткі: пругкай дэфармацыі да нагрузкі $P_{пр}$; раўнамернай пластычнай

дэфармацыі ад $R_{пр}$ да R_{max} і сканцэнтраванай пластычнай дэфармацыі ад R_{max} да R_K . Прамалінейны ўчастак зберагаецца да мяжы прапарцыянальнасці $R_{пц}$. Тангенс вугла нахілу прамалінейнага ўчастка характарызуе модуль пругкасці E . Толькі на нязначнай частцы ад $R_{пц}$ да $R_{пр}$ парушаецца лінейная залежнасць паміж P і ΔL з-за пругкіх недасканаласцей матэрыялу, звязаных з дэфектамі рашоткі.



Мал. 40. Дыяграма расцяжэння пластычнага металу (а) і дыяграмы ўмоўных напружанняў пластычнага (б) і крохкага (в) металаў. Дыяграма сапраўдных напружанняў (штрыхавая лінія) дадзена для параўнання

Пластычнае дэфармаванне ідзе пры ўзрастаючай нагрузцы (вышэй за $R_{пр}$), таму што метал павышае трываласць у працэсе дэфармавання. Павышэнне трываласці металу пры дэфармаванні называюць **наклёпам**.

Наклёп металу павялічваецца да моманту разрыву ўзору, пры гэтым расцягваючая нагрузка памяншаецца ад R_{max} да R_K (мал. 40 а). Гэта тлумачыцца з'яўленнем мясцовага ўтанення ва ўзоры - шыйцы, у якой у асноўным сканцэнтруюецца пластычная дэфармацыя. Нягледзячы на памяншэнне нагрузкі, расцягваючыя напружанні у шыйцы павышаюцца да той пары, пакуль узор не разарвецца. Аб гэтым сведчыць дыяграма ў каардынатах сапраўднае напружанне-дэфармацыя (мал. 40 б). Пры расцяжэнні узор падаўжаецца, а яго папярочнае сячэнне бесперапынна памяншаецца. Сапраўднае напружанне вызначаецца дзяленнем дзеючай у вызначаны момант нагрузкі на плошчу папярэчнага сячэння, якую узор мае ў гэты момант. Сапраўднае напружанне ў паўсядзённай практыцы не вызначаюць, а кары-

стаюцца ўмоўнымі напружаннімі, лічачы, што папярэчнае сячэнне F_0 узору застаецца нязменным. Напружанні $\sigma_{пр}$, $\sigma_{ц}$ і $\sigma_{ч}$ - стандартныя характарыстыкі трываласці. Кожнае атрымліваецца дзяленнем адпаведнай нагрукі $P_{пр}$, $P_{цяк}$ і $P_{мах}$ на пачатковую плошчу папярочнага сячэння F_0 .

Мяжой пругкасці $P_{пр}$ называюць напружанне, пры якім пластычная дэфармацыя дасягае зададзенай малой велічыні, вызначанай умовамі. Часта ўжываюць значэнні астаткавай дэфармацыі 0,001; 0,005; 0,02 і 0,05%. Адпаведныя межы пругкасці абазначаюць $\sigma_{0,005}$, $\sigma_{0,02}$ і г.д. Мяжа пругкасці - важная характарыстыка спружынных матэрыялаў, якія ўжываюць для пругкіх элементаў прыбораў і машын.

Мяжа цякучасці (умоўная) - гэта напружанне, якому адпавядае пластычная дэфармацыя 0,2%, яе абазначаюць $\sigma_{0,2}$. Мяжа цякучасці (фізічная) $\sigma_{ц}$, вызначаецца па дыяграме расцяжэння, калі на ёй ёсць пляцоўка цякучасці. Аднак пры выпрабаваннях на расцяжэнне большасці сплаваў пляцоўкі цякучасці на дыяграме няма. Выбраная пластычная дэфармацыя 0,2% дастаткова дакладна характарызуе пераход ад пругкіх дэфармацый да пластычных, а напружанне $\sigma_{0,2}$ лёгка вызначаецца пры выпрабаваннях незалежна ад таго, ёсць ці няма пляцоўкі цякучасці на дыяграме расцяжэння.

Часовае супраціўленне $\sigma_{ч}$ характарызуе максімальную нясучую здольнасць матэрыялу, яго трываласць, якая папярэднічае разбурэнню, $\sigma_{ч} = P_{мах}/F_0$.

Пластычнасць характарызуецца адносным падаўжэннем δ і адносным звужэннем ψ :

$$\delta = [(l_k - l_0)/l_0]100\%, \quad \psi = [(F_0 - F_k)/F_0]100\%,$$

дзе l_0 і F_0 - пачатковыя даўжыня і плошча папярочнага сячэння ўзору;

l_k - канчатковая даўжыня ўзору;

F_k - плошча папярочнага сячэння ў месцы разрыву.

Дапушчальнае напружанне, якое прымяняюць у разліках, выбіраюць меншым за $\sigma_{0,2}$ (звычайна ў 1,5 раза) або меншым за $\sigma_{ч}$ (у 2,4 раза).

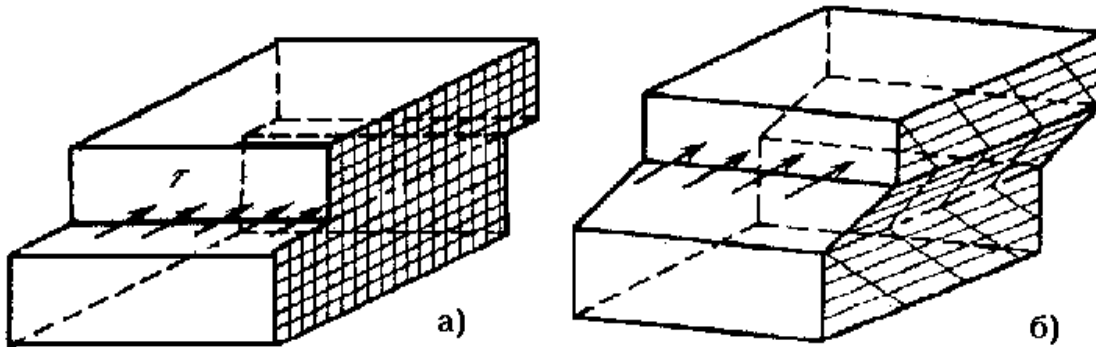
Супраціўленне матэрыялу разбурэнню пры дынамічных нагрукках характарызуецца ўдарнай вязкасцю. Яе вызначаюць (ДАСТ 9454-78) як удзельную работу разбурэння прызматычнага ўзору з канцэнтратарам (надрэзам) пасярэдзіне адным ударам

маятнікавага капра: $KC=K/S_0$ (K - работа разбурэння; S_0 - плошча папярочнага сячэння ўзору ў месцы канцэнтратара).

Ударную вязкасць (Мдж/м^2) абазначаюць KCU , KCV і KCT . Літары KC абазначаюць сімвал ударнай вязкасці, літары U , V , T - від канцэнтратара: U -падобны з радыусам надрэзу $r_n=1\text{мм}$, V -падобны з $r_n=0,25\text{мм}$; T - трэшчына стомленасці, створаная ў аснове надрэзу; KCU - асноўны крытэрыў ударнай вязкасці; KCV і KCT прымяняюць у спецыяльных выпадках.

Механізм пластычнай дэфармацыі разгледзім на прыкладзе дэфармацыі монакрышталя. Пластычная дэфармацыя ў ім ажыццяўляецца шляхам зрушэння адной яго часткі адносна другой. Зрушэнні вызываюць датычныя напружанні, калі іх значэнне перавышае крытычнае T_k .

Ёсць дзве разнавіднасці зрушэнняў: слізганне і дваінікаванне (мал.41). Пры слізганні адна частка крышталя зрушваецца паралельна другой частцы ўздоўж плоскасці, называемай плоскасцю слізгання або зруху (мал.41 а). Слізганне - асноўны від зруху ў металах і сплавах. Дэфармацыя дваінікаваннем уяўляе сабой перабудову часткі крышталя ў новы стан, люстэркава сіметрычны да яго недэфармаванай часткі (мал.41 б). Плоскасць люстэркавай сіметрыі называюць плоскасцю дваінікавання. Пры дваінікаванні атамныя плоскасці крышталя зрушваюцца паралельна плоскасці дваінікавання на розныя адлегласці. Частка крышталя, у якой у выніку дваінікавання адбываецца пераарыентацыя крышталічнай рашоткі, называецца дваініком дэфармацыі. У параўнанні са слізганнем дваінікаванне мае другараднае значэнне. Роля дваінікавання ўзнікае, калі слізганне працякае цяжка. У металах з АЦК і ГЦК рашоткамі дваінікаванне назіраецца толькі пры нізкіх тэмперату-



Мал. 41. Схемы пластычнай дэфармацыі слізгання (а) і дваінікавання (б)

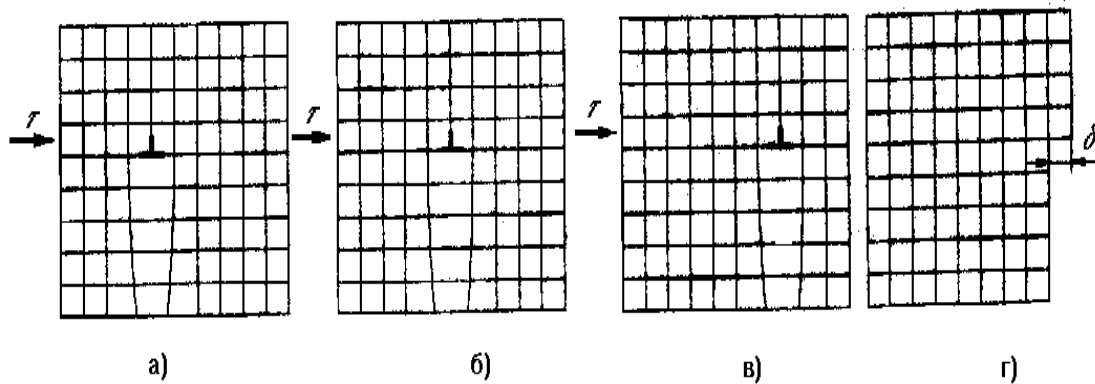
вамай плоскасцю слізгання або зруху (мал.41 а). Слізганне - асноўны від зруху ў металах і сплавах. Дэфармацыя дваінікаваннем уяўляе сабой перабудову часткі крышталя ў новы стан, люстэркава сіметрычны да яго недэфармаванай часткі (мал.41 б). Плоскасць люстэркавай сіметрыі называюць плоскасцю дваінікавання. Пры дваінікаванні атамныя плоскасці крышталя зрушваюцца паралельна плоскасці дваінікавання на розныя адлегласці. Частка крышталя, у якой у выніку дваінікавання адбываецца пераарыентацыя крышталічнай рашоткі, называецца дваініком дэфармацыі. У параўнанні са слізганнем дваінікаванне мае другараднае значэнне. Роля дваінікавання ўзнікае, калі слізганне працякае цяжка. У металах з АЦК і ГЦК рашоткамі дваінікаванне назіраецца толькі пры нізкіх тэмперату-

рах або высокіх хуткасцях дэфармавання. Пры нармальных умовах у металах з ГШЧУ рашоткай дэфармацыя развіваецца як двойнікаваннем, так і слізганнем.

Дэфармацыя слізганнем развіваецца па плоскасцях і напрамках, на якіх шчыльнасць атамаў максімальная. Плоскасць слізгання разам з напрамкам слізгання, які належыць гэтай плоскасці, утварае сістэму слізгання. Лік сістэм слізгання неаднолькавы ў металах з розным тыпам рашотак. У металах з ГЦК рашоткай (Cu, Al, Ni і інш.) слізганне ідзе па плоскасцях $(1\ 1\ 1)$ у напрамках $[1\ 1\ 0]$. Чатыры плоскасці слізгання і тры напрамкі слізгання ў кожнай з іх утвараюць 12 эквівалентных сістэм слізгання.

У металах з АЦК рашоткай слізганне працякае па плоскасцях $(1\ 1\ 0)$, $(1\ 1\ 2)$ і $(1\ 2\ 3)$ у напрамках $[1\ 1\ 1]$; лік сістэм слізгання - 48.

Элементарны акт зрушэння - гэта зрушэнне адной часткі крышталю адносна другой на адну міжатамную адлегласць (мал.42). У ідэальным крышталі, у якім няма дэфектаў структуры,



Мал. 42. Схема перамяшчэння краявой дыслакацыі пры слізганні

у слізганні павінны адначасова ўдзельнічаць усе атамы, якія знаходзяцца ў плоскасці зрушэння. Для такога сінхроннага “жорсткага” зруху патрабуецца, як паказваюць разлікі, крытычнае датычнае напружанне $\tau_K = G/2\pi \approx 0,16G$ (G - модуль пругкасці зруху). Гэтую велічыню τ_K называюць тэарэтычнай трываласцю крышталю. У рэальных крышталю для зруху на адну міжатамную адлегласць патрабуецца напружанне каля $10^{-4}G$, што ў 1000 разоў менш за тэарэтычнае значэнне. Нізкая трываласць рэальных крышталёў абумоўлена іх структурнай недасканальнасцю.

Пластычная дэфармацыя ў рэальных крышталях ажыццяўляецца шляхам паслядоўнага перамяшчэння дыслакацый (мал.42). Пад уздзеяннем датычнага напружання залішня паўплоскасць у верхняй частцы крышталя злучаецца ў адну атамную плоскасць з размешчанай ніжэй часткай суседняй атамнай плоскасці. Нечапаная яе частка становіцца напалову новай плоскасцю, якая заканчваецца краявой дыслакацыяй. Нязначнага сумяшчэння невялікай групы атамаў аказваецца дастаткова для перамяшчэння дыслакацыі на адну міжатамную адлегласць (мал.42 а, б). Пры пастаянна дзеючым напружанні дыслакацыя як бы па эстафеце перадаецца ад адной атамнай плоскасці да другой, паслядоўна выцясняючы пры гэтым кожны суседні “правільны” рад атамаў. Пацэс паўтараецца да той пары (мал.42 в), пакуль дыслакацыя не выйдзе на паверхню крышталя і яго верхняя частка зрушыцца адносна ніжняй на адну міжатамную адлегласць (мал.42 г).

У плоскасці слізгання звычайна размешчаны дзесяткі дыслакацый. Іх паслядоўнае перамяшчэнне ўздоўж плоскасці слізгання развівае працэс пластычнага цячэння. Вышыня ступені пры гэтым павялічваецца прапарцыянальна ліку дыслакацый, якія выходзяць на паверхню крышталя. Ступенька, бачная пад мікраскопам, называецца лініяй слізгання. Дэфармацыя развіваецца неаднародна, лінія слізгання размяшчаецца на рознай адлегласці адна ад другой. Групы блізка размешчаных ліній слізгання ўтвараюць паласу слізгання. Пластычная дэфармацыя монакрысталёў развіваецца ў першую чаргу па той сістэме слізгання, дзе датычныя напружанні раней дасягаюць крытычнай велічыні. Пачатковую стадыю дэфармацыі называюць стадыяй лёгкага слізгання; дэфармацыя монакрышталя на гэтай стадыі можа дасягаць дзесяткаў працэнтаў. З ростам дэфармацыі слізганне распаўсюджваецца на другія сістэмы, і ўзнікаюць множныя слізганні. На гэтай стадыі дыслакацыі перамяшчаюцца ў перасякальных плоскасцях, узрастае супраціўленне іх руху і ўтвараецца складаная дыслакацыйная структура.

Слізганне дыслакацый не звязана з дыфузіяй, таму што працякае без пераносу масы. Гэтым тлумачыцца параўнальная лёгкасць такога перамяшчэння дыслакацый і пры адмоўных тэмпературах, калі хуткасць дыфузіі малая.

У працэсе слізгання ўзнікаюць новыя дыслакацыі, і іх шчыльнасць павышаецца ад 10^8 да 10^{12} см⁻² (больш высокую шчыльнасць атрымаць нельга з-за з’яўлення трэшчын і разбу-

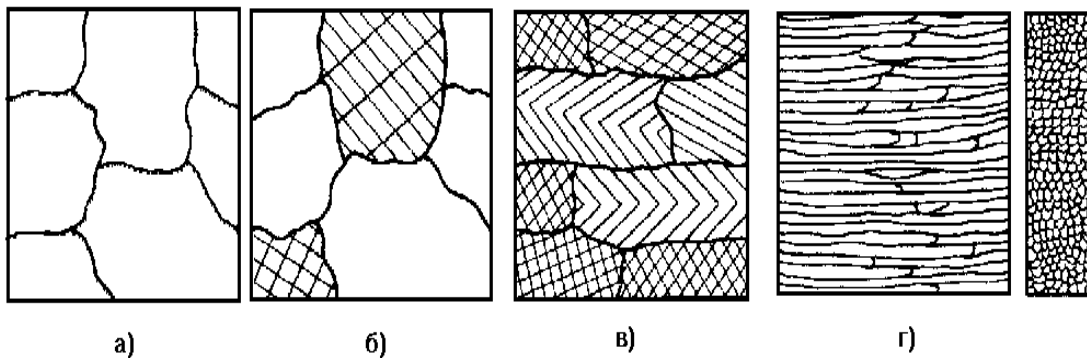
рэння металу). У аснове павелічэння трываласці металу пры дэфармаванні ляжыць у першую чаргу павышэнне шчыльнасці дыслакацый.

Руху дыслакацый мяшаюць розныя перашкоды - межы зерняў, міжфазныя паверхні, дыслакацыі, якія перасякаюць плоскасць слізгання. Праз асобныя перашкоды дыслакацыі праходзяць, але пры больш высокіх напружаннях. Такімі перашкодамі з'яўляюцца, напрыклад, перасякальныя з плоскасцю слізгання дыслакацыі. Межы зерняў з'яўляюцца неадольнымі перашкодамі, перад імі дыслакацыі збіраюцца. Кожны збор дыслакацый утварае поле напружанняў, якія адштурхоўваюць дыслакацыю, што прыбліжаецца. Чым больш дыслакацый у зборы, тым мацней адштурхоўванне і тым цяжэй дэфармуецца метал. Калі шчыльнасць дыслакацый у зборы дасягае пэўнага значэння, у гэтым месцы зараджаецца трэшчына.

Пры нагрэве вышэй за $0,3T_{пл}$ пачынае дзейнічаць другі механізм перамяшчэння дыслакацый - перапаўзанне. Яно ўяўляе сабой дыфузійнае ссоўванне дыслакацый у суседнія плоскасці рашоткі ў выніку далучэння вакансій.

Пластычная дэфармацыя полікрышталічных металаў.

Асноўная маса прамысловых сплаваў мае полікрышталічную структуру. Пры дэфармаванні полікрышталёў адсутнічае стадыя лёгкага слізгання, дэфармацыя зерняў пачынаецца адразу па некалькіх сістэмах слізгання і суправаджаецца загібамі і паваротамі плоскасцей слізгання (мал. 43). Пакуль агульная дэ-



Мал. 43. Змяненне мікраструктуры полікрышталічнага металу пры дэфармаванні: а- $\epsilon = 0\%$; б- $\epsilon = 1\%$; в- $\epsilon = 40\%$; г- $\epsilon = 80-90\%$

фармацыя малая, каля 1%, зерні дэфармуюцца неаднародна з-за іх рознай арыентацыі ў дачыненні да прыкладзенай нагрузкі. З ростам дэфармацыі адрозненні паміж зернямі памяншаюцца і

мяняецца мікраструктура: зерні паступова выцягваюцца ў на-
прамку пластычнага цячэння (мал. 43 в). Усярэдзіне зерняў па-
вышаецца шчыльнасць дэфектаў. Пры значных дэфармацыях
утвараецца валаконная структура, дзе межы зерняў
адрозніваюцца з цяжкасцю (мал. 43 г).

Пры значнай дэфармацыі ў метале ўзнікае
крышталеграфічная арыентацыя зерняў, якая называецца тэк-
турай дэфармацыі. Тэкстура дэфармацыі - гэта вынік адначасо-
вага дэфармавання зерняў па некалькіх сістэмах слізгання. Яна
залежыць ад віду дыслакацыі, крысталічнай структуры металу,
прысутнасці прымесей і ўмоў дэфармавання.

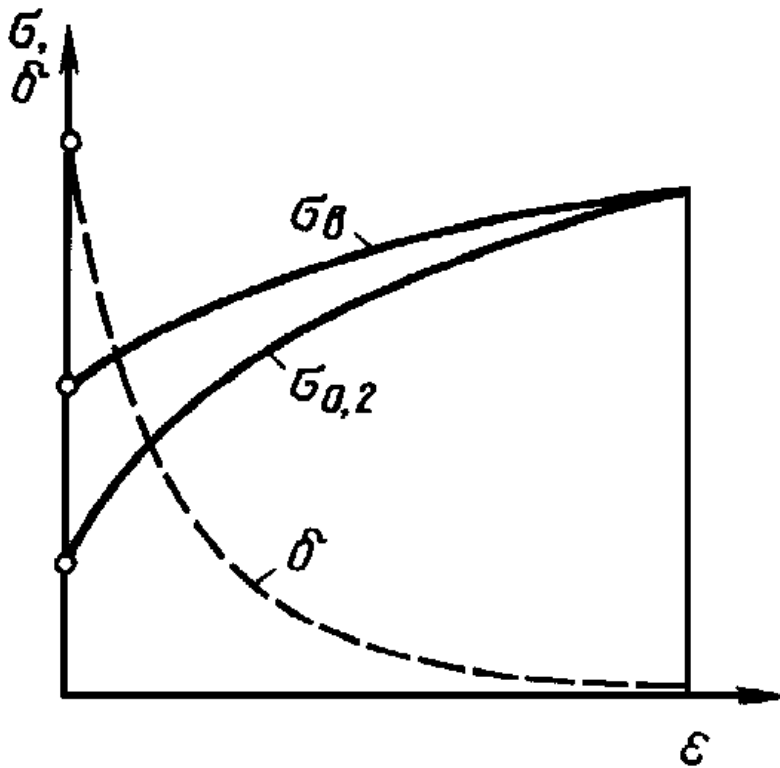
Дэфармаванне двухфазных сплаваў аказваецца больш
складаным. Кожная фаза мае свае сістэмы слізгання і свае кры-
тычныя напружанні зруху. Зберажэнне неразрыўнасці ўздоўж
паверхні раздзелу фаз пры дэфармаванні ўскладняе пластычнае
цячэнне. У двухфазных сплавах характарыстыкі трываласці вы-
шэй, а пластычнасці ніжэй у параўнанні з аднафазнымі. Пры
поўных умовах у двухфазных сплавах утвараюцца больш скла-
даныя тэкстуры дэфармацый. Працэс дэфармавання двухфаз-
ных сплаваў залежыць не толькі ад уласцівасцей другой фазы і
яе саставу ў сплаве, але і ад характару размеркавання гэтай фа-
зы ў структуры. Калі крохкая другая фаза размяркоўваецца ў вы-
глядзе суцэльнай сеткі па межах зерняў, то сплаў будзе крохкім.
Калі такая ж колькасць другой фазы размесціцца ў выглядзе
асобных зерняў у пластычнай матрыцы - саставе сплаву, то
сплаў будзе зберагаць пластычнасць, а прысутнасць другой фа-
зы праявіцца ў павышэнні трываласці.

Уласцівасці пластычна дэфармаваных металаў. У
выніку халоднага пластычнага дэфармавання павышаецца тры-
валасць металаў, змяняюцца яго фізічныя ўласцівасці. Накляпа-
ны метал захоўвае 5-10% энергіі, затрачанай на дэфармаванне.
Захаваная энергія траціцца на ўтварэнне дэфектаў рашоткі
(шчыльнасць дыслакацыі ўзрастае да 10^9 - 10^{12} см⁻²) і на пругкія
скажэнні рашоткі. Уласцівасці наклепанага металу змяняюцца
тым мацней, чым большая ступень дэфармацыі.

Пры дэфармаванні павялічваюцца характарыстыкі
трываласці (цвёрдасць, $\sigma_{\text{ч}}$, $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{\text{пр}}$) і паніжаюцца пластычнасць і
вязкасць (δ , ψ , КСУ). Металы хутка наклепваюцца на пачатковай
стадыі дэфармавання, затым пры павелічэнні ступені
дэфармацыі механічныя ўласцівасці мяняюцца нязначна (мал.
44). З павелічэннем ступені дэфармацыі мяжа цякучасці расце

хутчэй за часовае супраціўленне. Абедзве характарыстыкі ў моцна наклепаных металах выраўноўваюцца, а падаўжэнне становіцца роўным нулю. Такі стан наклепанага металу з'яўляецца межавым; пры спробе падоўжыць дэфармацыю метал разбураецца. Шляхам наклёпу цвёрдасць і часовае супраціўленне ўдаецца павысіць у 1,5-3 разы, а мяжу цягучасці - у 3-7 разоў. Металы з ГЦК рашоткай павышаюць трываласць мацней, чым металы з АЦК рашоткай. Сярод сплаваў з ГЦК рашоткай мацней павышаюць трываласць тыя, ў якіх энергія дэфектаў упакоўкі мінімальная (напрыклад, больш значна наклепваецца аўстэнітная сталь, нікель, а алюміній нязначна павышае трываласць).

З ростам ступені дэфармацыі ўзрастаюць удзельнае электрычнае супраціўленне, каэрцытыўная сіла, зніжаюцца магнітная пранікальнасць, астаткавая індукцыя і шчыльнасць металу.



Мал. 44. Залежнасць механічных уласцівасцей ад ступені дэфармацыі

З-за неаднароднасці дэфармацыі ў аб'ёме металу неаднолькава змяняецца шчыльнасць, што служыць прычынай з'яўлення астаткавых напружанняў - як расцягваючых, так і сціскаючых.

Наклепаныя металы лягчэй карадзіруюць і схільны да каразійнага растрэскавання.

Утварэнне тэкстуры дэфармацыі вызывае анізатрапію ўласцівасцей.

Нягледзячы на зніжэнне пластычнасці, наклёп шырока прымяняюць для павышэння трываласці дэталаў, вырабленых метадамі халоднай апрацоўкі ціскам.

Зніжэнне пластычнасці пры наклёпе паляпшае апрацоўваемасць рэзаннем вязкіх і пластычных матэрыялаў (латуней, сплаваў алюмінію і інш.).

5.2. Зварот і рэкрышталізацыя

Нераўнаважная структура, створаная халоднай дэфармацыяй, у большасці металаў устойлівая пры тэмпературы 25⁰С. Пераход металу ў больш стабільны стан працякае пры нагрэве. Пры павышэнні тэмпературы паскараецца перамяшчэнне кропчавых дэфектаў і ствараюцца ўмовы для размеркавання дыслакацый і памяншэння іх колькасці.

Працэсы, якія працякаюць пры нагрэве, падраздзяляюць на дзве асноўныя стадыі: зварот і рэкрышталізацыю; абедзве стадыі суправаджаюцца выдзяленнем цеплыні і памяншэннем тэрмадынамічнага патэнцыялу. Зварот працякае пры адносна нізкіх тэмпературах (ніжэй за 0,3T_{пл}), рэкрышталізацыя - пры больш высокіх.

Зваротам называюць усе змяненні тонкай структуры і ўласцівасцей, якія не суправаджаюцца змяненнем мікраструктуры дэфармаванага металу, гэта значыць памер і форма зерняў пры звароце не змяняюцца.

Рэкрышталізацыяй называюць зараджэнне і рост новых зерняў з меншай колькасцю дэфектаў будовы; у выніку рэкрышталізацыі ўтвараюцца дасканальна новыя, часцей усяго раўнавосевыя крышталі.

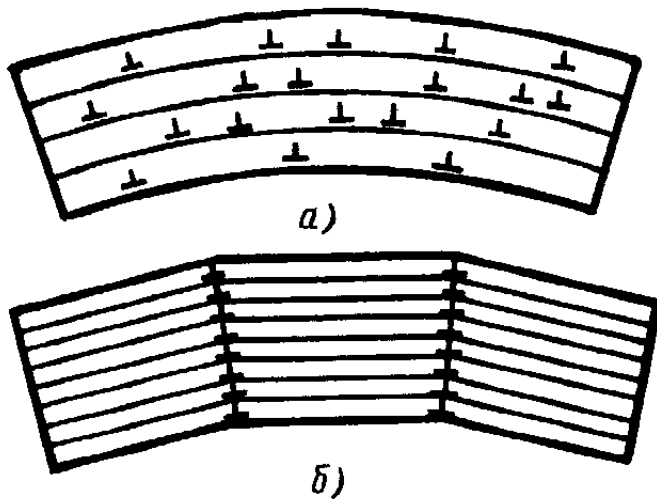
Зварот, у сваю чаргу, падраздзяляюць на дзве стадыі: адпачынак і поліганізацыю. Адпачынак пры нагрэве дэфармаваных металаў праходзіць заўсёды, а поліганізацыя развіваецца толькі пры пэўных умовах.

Адпачынкам халоднадэфармаванага металу называюць стадыю звароту, пры якой памяншаецца колькасць кропчавых дэфектаў, у асноўным вакансій; у радзе металаў, такіх, як алюміній і жалеза, адпачынак уключае таксама перапаўзанне дыслакацый, якое суправаджаецца ўзаемадзеяннем дыслакацый розных знакаў і прыводзіць да зазначанага памяншэння іх шчыльнасці. Пераразмеркаванне дыслакацый суправаджаецца таксама памяншэннем астаткавых напружанняў. Адпачынак памяншае ўдзельнае электрычнае супраціўленне і павышае шчыльнасць металу.

У агульным, цвёрдасць і трываласць памяншаюцца максімальна на 10-15% ад першапачатковых значэнняў і адпа-

ведна павялічваецца пластычнасць. Пасля адпачынку павышаецца супраціўленне каразійнаму растрэскванню.

Поліганізацыя называюць стадыю звароту, пры якой у межах кожнага крышталя ўтвараюцца новыя малавуглавыя межы. Межы ўзнікаюць шляхам слізгання і перапаўзання дыслакацый; у выніку крышталі раздзяляюцца на субзерні - палігоны, свабодныя ад дыслакацый (мал. 45). Поліганізацыя ў металах тэхнічнай чысціні - цвёрдых растворах - назіраецца толькі пасля невялікіх ступеней дэфармацыі і не ва ўсіх металах. Так, гэты працэс рэдка развіваецца ў медзі і яе сплавах і добра выражаны ў алюмініі, жалезе, малібдэне і іх сплавах. Поліганізацыя халоднадэфармаванага металу звычайна прыводзіць да памяншэння цвёрдасці і характарыстык трываласці. Блокавая структура, якая ўзнікае дзякуючы поліганізацыі, вельмі ўстойлівая і захоўваецца амаль да тэмпературы плаўлення. Пасля фарміравання блокавай структуры рэкрышталізацыя не наступае, поліганізацыя і рэкрышталізацыя з'яўляюцца канкурэнтамі.



Мал. 45. Схема поліганізацыі: а, б - накіяпаны метал да і пасля поліганізацыі адпаведна

Пластычна дэфармаваныя металы могуць рэкрышталізавацца толькі пасля дэфармацыі, ступень якой перавышае вызначанае крытычнае значэнне, якое называецца крытычнай ступенню дэфармацыі. Калі ступень дэфармацыі меншая за крытычную, то зараджэнне новых зерняў пры нагрэве не назіраецца. Крытычная ступень дэфармацыі невялікая (2-8%); для алюмінію яна

блізкая да 2%, для жалеза і медзі - да 5%.

Існуе таксама тэмпература рэкрышталізацыі; гэта найменшая тэмпература нагрэву, якая забяспечвае магчымасць зараджэння новых зерняў. Тэмпература рэкрышталізацыі складае нейкую долю ад тэмпературы плаўлення металу

$$T_{\text{рэкр}} = aT_{\text{пл}}$$

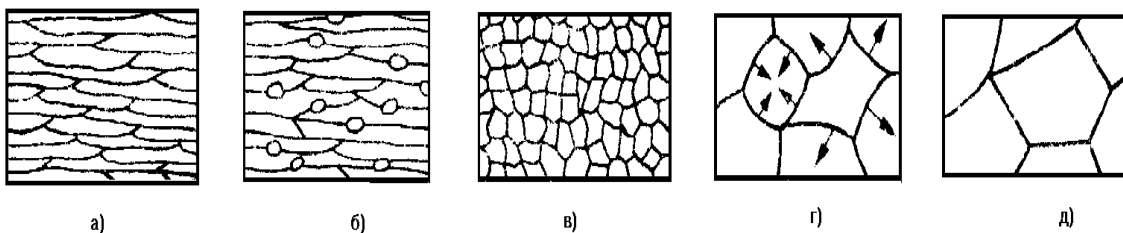
Значэнне каэфіцыента a залежыць ад чысціні металу і ступені пластычнай дэфармацыі. Для металаў тэхнічнай чысціні

$a=0,3-0,4$ і паніжаецца з павелічэннем ступені дэфармацыі. Памяншэнне колькасці прымесей можа панізіць a да $0,1-0,2$. Для цвёрдых раствораў $a=0,5-0,6$, а пры растварэнні тугаплаўкіх металаў можа дасягаць $0,7-0,8$. Для алюмінію, медзі і жалеза тэхнічнай чысціні тэмпературны парог рэкрышталізацыі роўны адпаведна $100, 270$ і 450°C .

Зараджэнне новых зерняў пры рэкрышталізацыі працякае на ўчастках з найбольшай шчыльнасцю дыслакацый, звычайна па межах дэфармаваных зерняў. Чым вышэй ступень пластычнай дэфармацыі, тым больш узнікае цэнтраў рэкрышталізацыі. Яны ўяўляюць сабой субмікраскапічныя вобласці з мінімальнай колькасцю кропкавых і лінейных дэфектаў будовы. Гэтыя вобласці ўзнікаюць шляхам пераразмеркавання і частковага знішчэння дыслакацый; пры гэтым паміж цэнтрам рэкрышталізацыі і дэфармаванай асновай з'яўляецца высокавуглавая мяжа.

З цягам часу ўтвораныя цэнтры новых зерняў павялічваюцца ў памерах з-за пераходу атамаў ад дэфармаванага акружэння да больш дасканалай рашоткі, пры гэтым вялікавуглавыя межы новых зерняў перамяшчаюцца ў глыбіню накліпананага металу.

Разгледжаная стадыя рэкрышталізацыі называецца першаснай рэкрышталізацыяй або рэкрышталізацыяй апрацоўкі. Яна заканчваецца пры поўным замяшчэнні новымі зернямі ўсяго аб'ёму дэфармаванага металу (мал. 46).



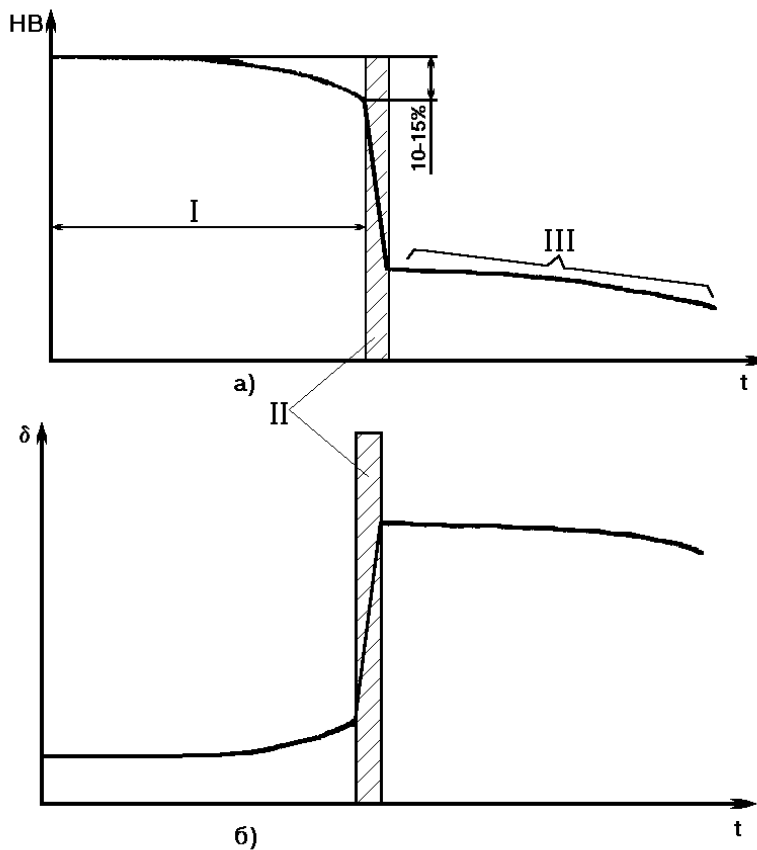
Мал. 46. Схема змянення мікраструктуры накліпананага металу пры нагрэве: а - накліпаны метал; б - пачатак першаснай рэкрышталізацыі; в - завяршэнне першаснай рэкрышталізацыі; г, д - стадыі збіральной рэкрышталізацыі

Пры завяршэнні першаснай рэкрышталізацыі назіраецца рост зерняў, якія ўтварыліся пры павелічэнні вытрымкі або тэмпературы; гэтая стадыя рэкрышталізацыі называецца збіральной рэкрышталізацыяй. Гэты працэс самаадвольна развіваецца пры дастаткова высокіх тэмпературах у сувязі з тым, што павелічэнне

памераў зерняў прыводзіць да памяншэння тэрмадынамічнага патэнцыялу металу з-за памяншэння паверхневай энергіі (чым буйней крышталі, тым меншая сумарная паверхня межаў).

Рост зерняў адбываецца ў выніку пераходу атамаў ад аднаго зерня да суседняга праз мяжу раздзелу; адны зерні пры гэтым паступова памяншаюцца ў памерах і затым знікаюць, а другія становяцца больш буйнымі, паглынаючы суседнія зерні. З павышэннем тэмпературы рост зерняў паскараецца. Чым вышэй тэмпература нагрэву, тым больш буйнымі атрымліваюцца рэкрышталізаваныя зерні.

Першасная рэкрышталізацыя ў поўнай меры здымае наклёп, створаны пры пластычнай дэфармацыі; метал набывае раўнаважную структуру з мінімальнай колькасцю дэфектаў крышталічнай будовы. Уласцівасці металу пасля рэкрышталізацыі блізкія да ўласцівасцей адпаленага металу (мал. 47).



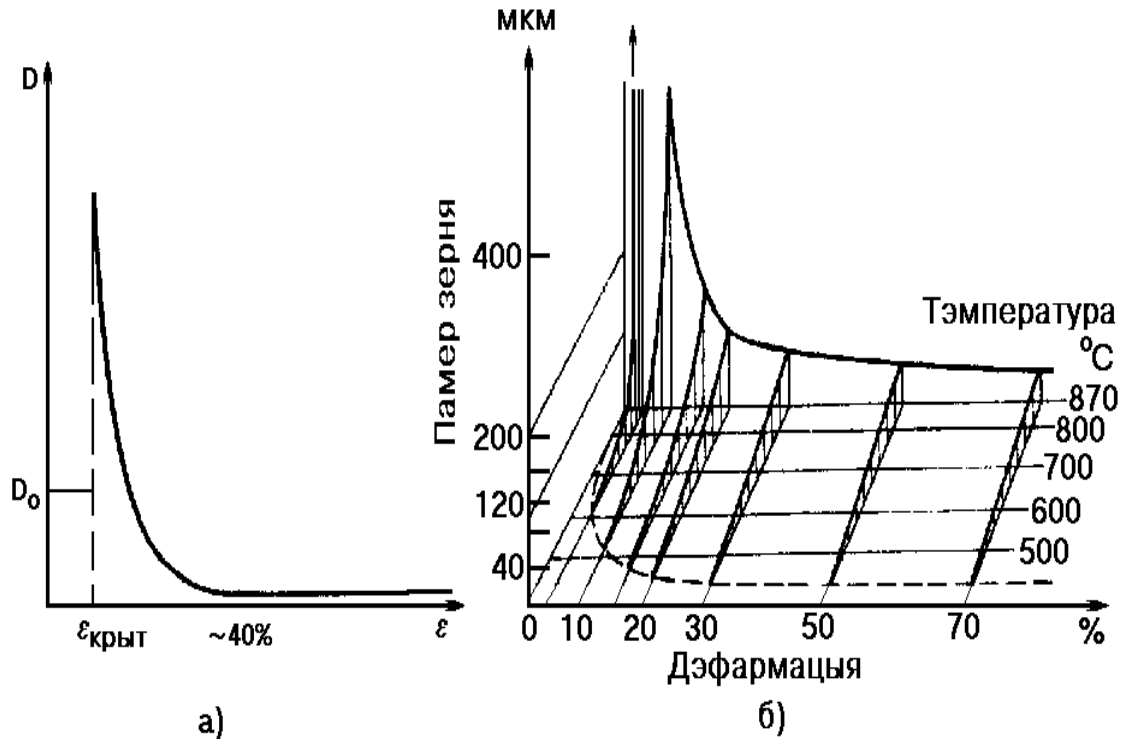
Мал. 47. Схемы змянення цвёрдасці (а) і пластычнасці (б) наклёпанага металу пры нагрэве: I-зварот; II-першасная рэкрышталізацыя; III-рост зерня

Дэфармаванне металаў падраздзяляюць на халоднае і гарачае ў залежнасці ад тэмпературы. Халоднае дэфармаванне адбываецца пры тэмпературы ніжэйшай за тэмпературу рэкрышталізацыі, метал наклёпваецца і зберагае наклёп. Гарачае дэфармаванне праводзяць пры тэмпературы вышэйшай за тэмпературу рэкрышталізацыі, калі атрыманы наклёп здымаецца адначасова працякаючай рэкрышталізацыя

й. Калі рэкрышталізацыя не здымае наклёп, то ён зберагаецца часткова або ў поўнай меры. Гэта дасягаецца пры асаблівых умовах апрацоўкі і ахалоджвання металу. Напрыклад, гарачае дэфармаванне з высокімі хуткасцямі і вялікімі дэфармацыямі з далейшым хуткім ахалоджваннем металу ніжэй за тэмпературу рэкрышталізацыі зберагае наклёп.

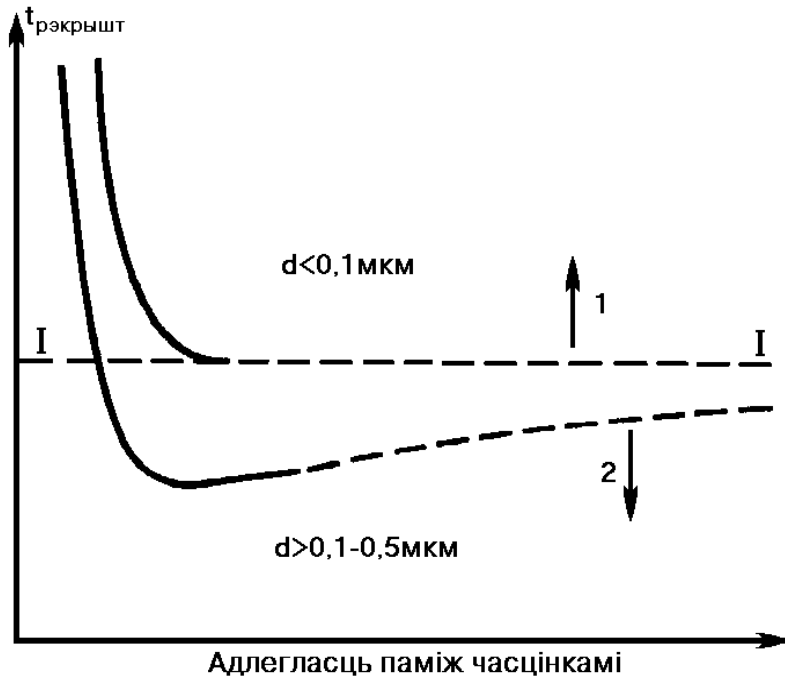
Пластычнасць і вязкасць металаў і сплаваў залежыць ад памераў зерняў. З памяншэннем памераў зерняў вязкасць палляпшаецца. Памер зерняў, якія ўтвараюцца ў выніку рэкрышталізацыі, залежыць у асноўным ад ступені пластычнай дэфармацыі і ад тэмпературы, пры якой праходзіла рэкрышталізацыя. Павелічэнне вытрымкі пры нагрэве садзейнічае росту зерняў, але эффект значна меншы, чым пры павышэнні тэмпературы нагрэву. Залежнасць памераў зерняў ад

ступені дэфармацыі і тэмпературы звычайна дэманструюць пры дапамозе дыяграм рэкрышталізацыі (мал. 48).



Мал. 48. Залежнасць памеру зерня D рэкрышталізаванага металу ад дэфармацыі (а) і дыяграма рэкрышталізацыі тэхнічна чыстага жалеза (б); D_0 -памер зыходнага зерня

Для канструкцыйных матэрыялаў агульнага прызначэння анізатрапія ўласцівасцей непажадана. Рэкрышталізаваныя сплавы, як правіла, аднародныя па ўласцівасцях, і анізатрапія не выяўляецца. Аднак пры канкрэтных умовах у рэкрышталізаваным метале з'яўляецца пераважная арыентацыя зерняў, якую называюць тэкстурай рэкрышталізацыі. Яе выгляд залежыць ад хімічнага саставу сплаву, характару дэфармавання, прыроды і колькасці прымесей, тэхналагічных фактараў. Утварэнне тэкстуры рэкрышталізацыі мае практычнае значэнне для сплаваў з асаблівымі фізічнымі ўласцівасцямі, калі патрабуецца палепшыць тую або другую ўласцівасць у вызначаным напрамку вырабу. Напрыклад, у лістах трансфарматарнай сталі ўтварэнне тэкстуры дае магчымасць паменшыць страты на перамагнічванне па вызначаных напрамках ліста.



Мал. 49. Залежнасць тэмпературы рэкрышталізацыі двухфазнага сплаву ад памеру часціц другой фазы і адлегласці паміж імі: I-I - тэмпература рэкрышталізацыі аднафазнага сплаву без часціц другой фазы; 1 - тармажэнне рэкрышталізацыі; 2 - паскарэнне рэкрышталізацыі

Рэкрышталізацыя мнагафазных сплаваў уяўляе больш складаны працэс, у якім на зараджэнне і рост новых рэкрышталізаваных зерняў уздзеянчаюць розныя ўласцівасці кожнай фазы, характар структуры і аб'ёмныя суадносіны паміж фазамаі. Асаблівае значэнне маюць памер часціц другой фазы і сярэдняя адлегласць паміж часціцамаі. Чым бліжэй адна да другой размешчаны часціцы другой фазы, тым цяжэй перамяшчацца мяжы новага зерня і тым мацней тармозіцца рэкрышталізацыя. Гэта праяўляецца ў павышэнні тэмпературы рэкрышталізацыі і часе для завяршэння першаснай рэкрышталізацыі мнагафазнага сплаву ў параўнанні з аднафазным сплавам - цвёрдым растварам аналагічнага хімічнага саставу. Блізкасць часціц другой фазы забяспечваецца пры дастаткова высокай іх колькасці ў сплаве. Калі часціц мала і яны далёка адна ад другой, то іх роля ў рэкрышталізацыі нязначная. Дробныя часціцы памерамі прыблізна 0,1 мкм і менш тармоззяць рэкрышталізацыю (мал. 49).

Больш вялікія часціцы памерамі звыш 0,1-0,5 мкм тармозяць рэкрышталізацыю, калі размяшчаюцца блізка адна ад другой, і паскараюць яе, калі адлегласць паміж імі павялічаная (мал.49). У апошнім выпадку выяўляецца ўздзеянне міжфазнай мяжы, на якой пераважна зараджаюцца новыя зерні.

Тармозячае ўздзеянне дысперсных часціц другой фазы на рэкрышталізацыю паспяхова прымяняецца ў прамысловых сплавах для павелічэння межавых рабочых тэмператур.

Звышпластычны стан металу ўзнікае пры гарачым дэфармаванні металаў з ультрадробным зернем (0,5-10 мкм). Пры нізкіх хуткасцях дэфармавання (10^{-5} - 10^{-1} с⁻¹) метал цяжэ раўнамерна без павышэння трываласці, адноснае падаўжэнне дасягае 10^2 - $10^3\%$.

Вельмі вялікія дэфармацыі ў звышпластычным стане складаюцца з зернемежавага слізгання, дапоўненага напрамковым (пад уздзеяннем напружанняў) дыфузійным пераносам атамаў і звычайным слізганнем усярэдзіне зерняў. Для таго каб рэалізаваць звышпластычны стан, патрэбна не толькі атрымаць ультрадробныя зерні, але і зберагчы гэтую структуру на працягу ўсяго перыяду дэфармавання пры тэмпературы вышэй за $0,5T_{пл}$ (парадку дзiesiąткаў хвілін). У аднафазных сплавах зерні цвёрдага раствору паспяваюць вырасці за гэты час так, што звышпластычнасць гіне. Прамысловыя звышпластычныя сплавы маюць двухфазную структуру (лепшае спалучэнне аб'ёмаў абедзвюх фаз 1:1; пры гэтым найбольшая паверхня міжфазных межаў) і пагэ-таму зберагаюць пачатковую дробназерністасць на працягу ўсяго тэрміну вырабу дэталі. Да ліку такіх сплаваў належаць розныя эўтэктычныя і эўтэктоідныя сумесі, двухфазныя сплавы тытану і г.д.

Звышпластычны стан прымяняюць на практыцы для вытворчасці вырабаў вельмі складанай формы пры дапамозе пнеўматычнага фармавання лістоў або аб'ёмнага прэсавання. Нягледзячы на павольнасць самога працэсу фармавання і параўнальна высокія рабочыя тэмпературы, працэс выгадны, а ў радзе выпадкаў з'яўляецца адзіным спосабам атрымання вырабаў, калі метал трэба без разбурэння дэфармаваць на 200-300% і вышэй.

6. ДЫЯГРАМА СТАНУ ЖАЛЕЗАВУГЛЯРОДЗІСТЫХ СПЛАВАЎ

Сярод дыяграм стану металічных сплаваў самае вялікае значэнне мае дыяграма стану сістэмы жалеза-вуглярод. Гэта тлумачыцца тым, што сплавы жалеза распаўсюджаны ў прамысловасці найбольш шырока. Галоўныя з іх - сталь і чыгун уяўляюць сабой сплавы жалеза з вугляродам. Нягледзячы на імклівае развіццё вытворчасці і прымянення рознага роду матэрыялаў, 93% выкарыстоўваемых у свеце канструкцыйных матэрыялаў складаюць сталі і чыгуны.

Існуюць дзве дыяграмы стану жалезавугляродзістых сплаваў: метастабільная, якая характарызуе пераўтварэнні ў сістэме жалеза-карбід-жалеза (цэментыт), і стабільная, якая характарызуе пераўтварэнні ў сістэме жалеза-графіт.

На тое, што сістэма жалеза-графіт з'яўляецца больш стабільнай, чым сістэма жалеза-цэментыт, указвае той факт, што пры нагрэве да высокіх тэмператур цэментыт распадаецца з утварэннем графіту, гэта значыць пераходзіць у больш устойлівы стан.

6.1. Кампаненты і фазы ў сплавах жалеза з вугляродам

Чыстае жалеза - метал серабрыста-белага колеру. Атамны нумар 26, атамная маса 55,85, атамны радыус 0,127нм. Чыстае жалеза, якое атрымліваюць у цяперашні час, утрымлівае 99,999% Fe. Тэхнічныя сарты жалеза ўтрымліваюць 99,8-99,9% Fe. Вядомы дзве паліморфныя мадыфікацыі: α і γ . Мадыфікацыя α існуе пры тэмпературах ніжэй за 911°C і вышэй за 1392°C (мал. 20). У інтэрвале тэмператур $1392-1539^{\circ}\text{C}$ α -жалеза нярэдка абазначаюць як δ -жалеза.

Крышталічная рашотка α -жалеза - аб'ёмнацэнтраваны куб з перыядам рашоткі 0,28606нм. Да тэмпературы 768°C α -жалеза магнітнае (фэрамагнітнае). Крытычны пункт (768°C), адпаведны магнітнаму пераўтварэнню, гэта значыць пераходу з фэрамагнітнага стану ў парамагнітны, называюць пунктам Кюры і абазначаюць A_2 .

Магнітныя ўласцівасці жалеза моцна залежаць ад яго чысціні і рэжымаў тэрмічнай апрацоўкі. Для тэхнічнага жалеза, якое ўтрымлівае 99,8-99,9% Fe, максімальная магнітная пранікальнасць $\mu_{\text{max}}=5000 < 10000$ Гс/Э і каарцытуйная сіла $H_C=0,5-1,0$ Э; для жалеза з 99,99% Fe, $\mu_{\text{max}}=28000$ Гс/Э і $H_C=0,025$ Э. Шчыльнасць α -жалеза $7,68$ г/см³. Тэмпературны

каэфіцыент лінейнага расшырэння жалеза $11,7 \cdot 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$, удзельнае электрасупраціўленне $10 \cdot 10^6$ Ом·см. Пры тэмпературах $911-1392^\circ\text{C}$ існуе γ -жалеза, яно парамагнітнае. Крытычны пункт α - γ -пераўтварэння пры 911°C абазначаюць адпаведна As_3 (пры нагрэве) і Ag_3 (пры ахалоджванні).

Крышталічная рашотка γ -жалеза - гранецэнтраваны куб з перыядам $0,3645\text{нм}$ пры тэмпературы 911°C . Шчыльнасць γ -жалеза (атрыманая экстрапаліраваннем пры 20°C) вышэй, чым α -жалеза, і роўная $8,0-8,1$ г/см³. Пры пераўтварэнні $\alpha \rightarrow \gamma$ працякае сцісканне. Аб'ёмны эфект сціскання складае прыкладна $1,0\%$.

Вуглярод з'яўляецца неметалічным элементам II перыяду 4 групы перыядычнай табліцы элементаў Дз.І.Мендзялеева, атамны нумар 6, шчыльнасць $2,5$ г/см³, атамная маса $12,011$, атамны радыус $0,077\text{нм}$, тэмпература плаўлення 3500°C . Вуглярод паліморфны. У звычайных умовах ён знаходзіцца ў выглядзе мадыфікацыі графіту, але можа існаваць і ў выглядзе метастабільнай мадыфікацыі алмазу.

Вуглярод раствараецца ў жалезе ў вадкім і цвёрдым станах, а таксама можа быць у выглядзе хімічнага злучэння - цэментыту, а ў высокавугляродзістых сплавах і ў выглядзе графіту.

Фазы. У сістэме жалеза-вуглярод адрозніваюць наступныя фазы: вадкі сплаў, цвёрдыя растворы - ферыт і аўстэніт, а таксама цэментыт і графіт.

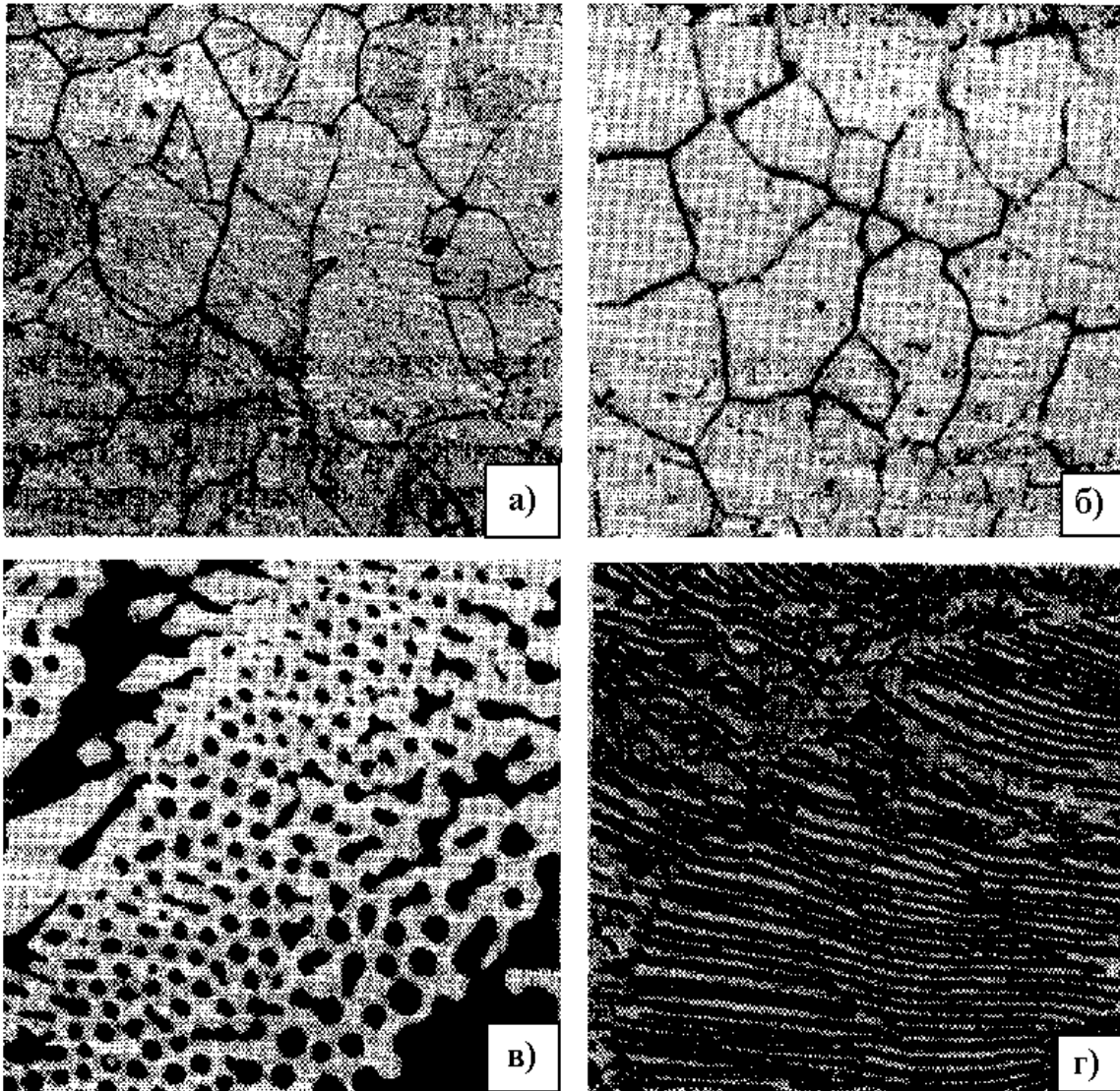
Ферыт(Φ)- цвёрды раствор вугляроду ў α -жалезе. Адрозніваюць нізкатэмпературны α -ферыт з растваральнасцю вугляроду да $0,02\%$ і высокатэмпературны δ -ферыт з межавай растваральнасцю вугляроду $0,1\%$. Атам вугляроду размяшчаецца ў рашотцы ферыту ў цэнтры грані куба, дзе змяшчаецца сфера радыусам $0,29$ атамнага радыуса жалеза R_{Fe} , а таксама ў дэфектах (вакансіях, дыслакацыях). Пад мікраскопам ферыт выяўляецца ў выглядзе аднародных поліэдрычных зерняў (мал. 50 а).

Ферыт - мяккая, пластычная фаза з наступнымі механічнымі ўласцівасцямі: $\sigma_{\text{ч}}=300$ МПа, $\delta=40\%$, $\psi=70\%$, $\text{KCU}=2,5$ МДж/м²; HV $800-1000$ [МПа].

Аўстэніт(A)- цвёрды раствор вугляроду ў γ -жалезе. Межавая растваральнасць вугляроду $2,14\%$. Атам вугляроду ў рашотцы γ -жалеза размяшчаецца ў цэнтры элементарнай ячэйкі, у якой можа змясціцца сфера радыусам $0,41R_{\text{Fe}}$ (R_{Fe} - атамны ра-

дыус жалеза) і ў дэфектных абласцях крышталя. Аўстэніт пластычны, але больш трывалы, чым ферыт (НВ 1600-2000[МПа]) пры тэмпературы 20-25^oС.

Мікраструктура аўстэніту - поліэдрычныя зерні (мал. 50 б).



Мал. 50. Структура ферыту (а), аўстэніту, выяўленага пры 1000^oС у вакумнай камеры (б; x150), ледэбурыту (в) і перліту (г; x1500)

Цэментыт- хімічнае злучэнне жалеза з вугляродам - карбід жалеза Fe₃C. У цэментыце ўтрымліваецца 6,67% вугляроду. Цэментыт мае складаную рамбічную рашотку са шчыльнай ўпакоўкай атамаў. Тэмпература плаўлення цэментыту дакладна не вызначана ў сувязі з магчымасцю яго распаду і лічыцца прыкладна роўнай 1250^oС. Да тэмпературы 217^oС цэментыт ферамагнітны. Цэментыт мае высокую цвёрдасць (>8000 НВ [МПа]) і вельмі малую пластычнасць.

Цэментыт здольны ўтвараць цвёрдыя растворы замяшчэння. Атамы вугляроду могуць замяшчацца атамамі неметалаў: азотам, кіслародам; атамамы жалеза - металамі: марганцам, хромам, вальфрамам і інш. Такі цвёрды раствор на базе рашоткі цэментыту называецца легіраваным цэментытам. Звычайнае абазначэнне легіраванага цэментыту M_3C , дзе пад літарай М разумеюць жалеза і другія металы, якія замяшчаюць атамы жалеза ў рашотцы цэментыту.

Цэментыт - злучэнне няўстойлівае і пры пэўных умовах распадаецца з утварэннем свабоднага вугляроду ў выглядзе графіту. Гэты працэс мае важнае практычнае значэнне галоўным чынам для высокавугляродзістых сплаваў - чыгуноў.

Графіт мае гексаганальную слаістую крышталічную рашотку. Міжатамныя адлегласці ў рашотцы невялікія і складаюць 0,142нм, адлегласць паміж плоскасцямі 0,340нм. Графіт электраправодны, хімічна стойкі, малатрывалы, мяккі матэрыял.

6.2. Дыяграма стану жалеза-цэментыт (метастабільная раўнавага)

Дыяграма стану жалеза-вуглярод (цэментыт) у інтэрвале канцэтрацый ад жалеза да цэментыту паказана на мал. 51 і 52. Вось абсцыс (канцэтрацыйная) на дыяграме двайная: утрыманне вугляроду і ўтрыманне цэментыту.

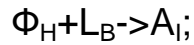
Укажам на простае правіла - памнажэнне утрымання вугляроду на 15 дае ўтрыманне цэментыту ў сталі і чыгуне, % (па масе), а практычна і % (аб'ёмн.).

Каардынаты характэрных пунктаў дыяграмы стану прыведзены ў табл. 6.1. Пункт А вызначае тэмпературу плаўлення чыстага жалеза, а пункт Д - тэмпературу плаўлення цэментыту. Пункты N і G адпавядаюць тэмпературам паліморфных пераўтварэнняў жалеза. Пункты H і P характарызуюць межавую канцэтрацыю вугляроду адпаведна ў высокатэмпературным і нізкатэмпературным ферыце. Пункт E вызначае найбольшую канцэтрацыю вугляроду ў аўстэніце. Значэнні другіх пунктаў будуць разгледжаны пасля праведзенага аналізу дыяграмы.

Пераўтварэнні ў сплавах сістэмы Fe - Fe_3C працякаюць як пры зацвердзяванні вадкай фазы, так і ў цвёрдым стане. Першасная крышталізацыя ідзе ў інтэрвале тэмператур паміж лініямі ліквідус (АВСД) і солідус (АНІЕСФ). Другасная крышталізацыя звязана з пераўтварэннямі жалеза з адной мадыфікацыі ў другую

і з пераменнай растваральнасцю вугляроду ў аўстэніце і ферыце; пры паніжэнні тэмпературы растваральнасць памяншаецца. Лішак вугляроду з цвёрдых раствораў выдзяляецца ў выглядзе цэментыту. Лініі ES і PQ характарызуюць змяненні канцэнтрацыі вугляроду ў аўстэніце і ферыце адпаведна. Цэментыт мае амаль нязменны састаў (вертыкальная лінія DFKL). Цэментыт, які выдзяляецца з вадкасці, называюць першасным, з аўстэніту-другасным, з ферыту-трацічным. Адпаведна лінію CD на дыяграме стану называюць лініяй першаснага цэментыту, ES - лініяй другаснага цэментыту, PQ - лініяй трацічнага цэментыту. У сістэме жалеза-цэментыт працякаюць тры ізатэрмічныя пераўтварэнні:

перытэктычнае пераўтварэнне па лініі HIB (1499°C)



эўтэктычнае пераўтварэнне па лініі ECF (1147°C)



эўтэктоіднае пераўтварэнне па лініі PSK (727°C)

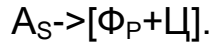


Табл. 6.1. Характэрныя пункты дыяграмы стану жалеза - цэментыт

Абзначэнне пункта на дыяграме	Тэмпература, $^{\circ}\text{C}$	Канцэнтрацыя вугляроду, %
A	1539	0
H	1499	0,1
I	1499	0,16
B	1499	0,51
N	1392	0
D	1250	6,67
E	1147	2,14
C	1147	4,3
F	1147	6,67
G	911	0
P	727	0,02
S	727	0,8
K	727	6,67
Q	600	0,01
L	600	6,67

Эўтэктычная сумесь аўстэніту і цэментыту называецца ледэбурытам (у гонар нямецкага вучонага А.Ледэбура), а эўтэктоідная сумесь ферыту і цэментыту - перлітам.

Эўтэктоід - перліт (утрымлівае 0,8% С) і эўтэктыку - ледэбурыт (4,3% С) разглядаюць як самастойныя структурныя складальныя, якія аказваюць пэўнае ўздзеянне на ўласцівасці сплаваў. Перліт часцей за ўсё мае пласцінчатую будову (мал. 50 г) і з'яўляецца трывалай структурнай складальнай: $\sigma_{\text{ч}}=800-900$ МПа, $\sigma_{0,2}=450$ МПа, $\delta < 16\%$, НВ 1800-2200 [МПа]. Пры ахалоджванні ледэбурыту да тэмпературы ніжэй за лінію SK аўстэніт, які ўваходзіць ў яго, пераўтвараецца ў перліт і пры тэмпературы 20 - 25^oC ледэбурыт уяўляе сабой сумесь цэментыту і перліту (мал. 50 в). У гэтай структурнай складальнай цэментыт утварае суцэльную матрыцу, у якой размешчаны калоніі перліту. Такая будова ледэбурыту з'яўляецца прычынай яго вялікай цвёрдасці (>НВ 6000) і крохкасці. Прысутнасць ледэбурыту ў структуры сплаваў абумоўлівае іх няздольнасць да апрацоўкі ціскам, робіць цяжкай апрацоўку рэзаннем.

Жалезавугляродзістыя сплавы дзеляцца на дзве групы: сталі, якія ўтрымліваюць да 2,14%С, і чыгуны, якія ўтрымліваюць больш за 2,14% С. Прынятае размежаванне паміж сталямі і чыгунамі супадае з межавай растваральнасцю вугляроду ў аўстэніце. Сталі пасля зацвердзявання не ўтрымліваюць крохкую структурную складальную - ледэбурыт і пры высокім нагрэве маюць толькі аўстэнітную структуру, якая валодае высокай пластычнасцю, таму сталі лёгка дэфармуюцца пры нармальных і павышаных тэмпературах, гэта значыць з'яўляюцца ў адрозненне ад чыгуна коўкімі сплавамі.

У параўнанні са сталлю чыгуны валодаюць лепшымі ліцейнымі ўласцівасцямі, у тым ліку больш нізкай тэмпературай плаўлення, і маюць меншую ўсадку. Гэта звязана з тым, што ў структуры чыгуноў прысутнічае легкаплаўкая эўтэктыка (ледэбурыт).

6.2.1. Фазавыя і структурныя змяненні ў сталях

Разгледзім пераўтварэнні, якія працякаюць як пры расцвердзяванні вадкай фазы, так і ў цвёрдым стане.

У сплавах, якія ўтрымліваць 0,1- 0,16% С, пры дасягненні тэмпературы, адпаведнай лініі АВ, з вадкай фазы пачынаюць выдзяляцца крышталі δ -ферыту (мал. 51, сплаў а), і сплаў у інтэрвале тэмператур паміж пунктамі 1 - 2 з'яўляецца двухфаз-

ным (вадкі сплаў і крышталі δ -ферыту). Крышталі δ -ферыту пры тэмпературы пункта 2 маюць састаў пункта Н (0,1% С), а незацвярдзеўшая вадкасць - састаў пункта В (0,51% С). Пры тэмпературы пункта 2 (1499° С) працякае перытэктычнае пераўтварэнне. Крышталі δ -ферыту ўзаемадзейнічаюць з вадкай фазай, і ўтвараюцца крышталі аўстэніту саставу пункта І. Згодна з правілам фаз перытэктычны працэс ідзе ізатэрмічна і пры пастаяннай канцэнтрацыі фаз, таму што лік ступеней свабоды пры гэтым працэсе роўны нулю.

Трэба заўважыць, што пры тэмпературы пункта 2 у сплаве а ўтрымліваецца лішак δ -ферыту. Гэта можна вызначыць з дапамогай правіла адрэзкаў (другога палажэння):

$$\Phi/L = 2B/H2.$$

У выніку перытэктычны працэс заканчваецца ў пункце 2¹ утварэннем новай фазы аўстэніту пры зберажэнні пэўнай колькасці ферыту.

Пры далейшым ахалоджванні гэты астатак δ -ферыту ў інтэрвале тэмператур паміж пунктамі 2¹-3 перакрышталізуецца ў аўстэніт з тым жа ўтрыманнем вугляроду, якое мае сплаў. Лінія NI (пункт 3) - ніжняя мяжа вобласці суіснавання δ -ферыту і аўстэніту.

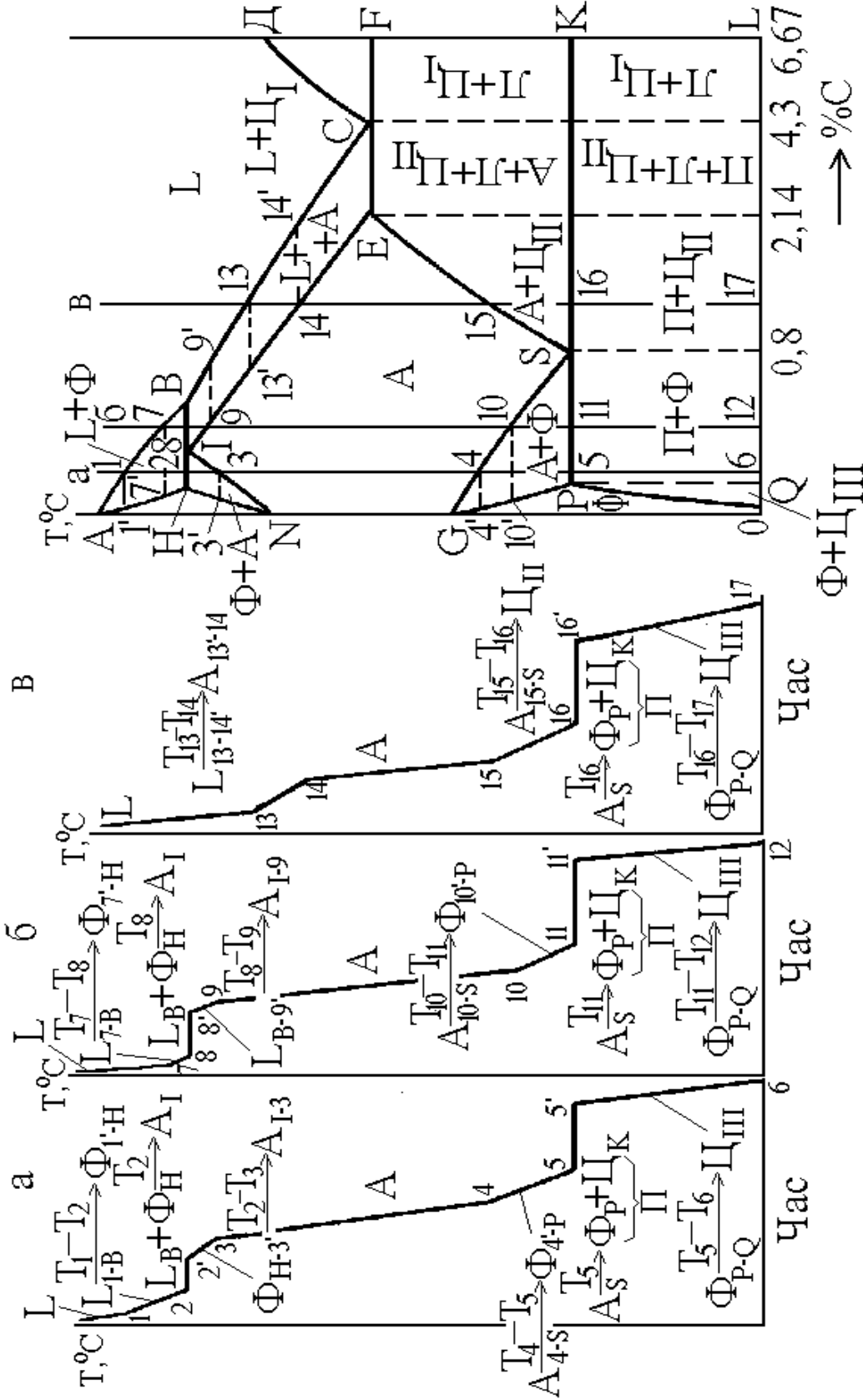
У інтэрвале тэмператур паміж пунктамі 3 - 4 прысутнічае аўстэніт, які ахалоджваецца без пераўтварэнняў.

Тэмпературы, адпаведныя лініі GS ва ўмовах раўнавагі, прынята абазначаць A_3 . Пры ахалоджванні пры тэмпературы A_3 (пункт 4) пачынаецца γ - α -пераўтварэнне з утварэннем нізкатэмпературнага α -ферыту, якое працягваецца да пункта 5. Пры тэмпературы лініі PSK (участак 5-5¹ на крывой ахалоджвання) працякае эўтэктоіднае пераўтварэнне, у выніку якога з аўстэніту выдзяляюцца ферыт з утрыманнем 0,02% С і цэментыт. Такую сумесь дзвюх фаз называюць перлітам (мал. 50 г). Эўтэктоіднае пераўтварэнне ідзе пры пастаяннай тэмпературы і саставе фаз, таму што ў працэсе адначасова ўдзельнічаюць тры фазы, і лік ступеней свабоды роўны нулю.

Разглядаемы сплаў а (мал. 52) з утрыманнем вугляроду меней за 0,8% называюць даэўтэктоіднай сталлю. Эўтэктоіднаму пераўтварэнню ў такіх сплавах папярэднічае частковы пераход аўстэніту ў ферыт у інтэрвале тэмператур пунктаў 4-5.

Крытычныя тэмпературныя пункты, адпаведныя лініі PSK, абазначаюць A_1 (пры ахалоджванні A_{r1} , а пры награванні A_{c1}).

Вобласць QPSKL дыяграмы жалеза - цэментыт з'яўляецца двух-фазнай ферытацэментытнай. Змяненне растваральнасці вугляроду ў ферыце ў залежнасці ад тэмпературы адпавядае лініі QP.



Мал. 51. Дыяграма стану жалеза - цэментыт і крывыя ахалоджвання сталей

Пры ахалоджванні ва ўмовах раўнавагі гэтая лінія адпавядае тэмпературам пачатку выдзялення трацічнага цэментыту, а пры нагрэве - поўнаму яго растварэнню. Таму пры ахалоджванні сплаву а ў інтэрвале тэмператур паміж пунктамі 5-6 з раней выпайшага на участку тэмператур паміж пунктамі 4-5 α -ферыту і α -ферыту, які ўваходзіць ў састаў перліту, выпадае трацічны цэментыт.

У сплавах, якія ўтрымліваюць 0,16 - 0,51% С (мал. 51, сплаў б) да пункта 8¹, назіраюцца такія ж пераўтварэнні, як і ў сплаве а. Пасля перытэктывага пераўтварэння ў лішку застаецца непразрагаваўшая вадкасць, якая ў інтэрвале тэмператур паміж пунктамі 8 - 9 зацвердзяе ў аўстэніт.

У выніку эўтэктоіднага пераўтварэння пры тэмпературы пункта 11 аўстэніт пераходзіць у перліт, які разам з ферытам, які раней выдзеліўся, утварае канчатковую структуру сталі.

Колькасная суадносіна паміж структурнымі складальнымі (ферыт і перліт) у даэўтэктоідных сталях вызначаецца ўтрыманнем вугляроду. Чым бліжэй утрыманне вугляроду да эўтэктоіднай канцэнтрацыі, тым больш у структуры перліту. Такім чынам, ведаючы ўтрыманне вугляроду ў даэўтэктоіднай сталі, можна загадзя прадбачыць яе структуру ў стабільным стане.

Сплаў в (мал. 51) - заэўтэктоідная сталь (>0,8% С). У інтэрвале тэмператур паміж пунктамі 13 - 14 сплаў зацвердзяе ў аўстэніт.

Эўтэктоіднаму пераўтварэнню ў гэтых сталях у інтэрвале тэмператур пунктаў 15 - 16 папярэднічае выдзяленне з аўстэніту другаснага цэментыту (Ц_{II}). Гэты працэс вызваны памяншэннем растваральнасці вугляроду ў аўстэніце адпаведна лініі ES дыяграмы. У выніку пры ахалоджванні да тэмпературы пункта 16 аўстэніт у сталі аб'ядняецца вугляродам да 0,8%, і па лініі PSK працякае эўтэктоіднае пераўтварэнне. Пры павольным ахалоджванні другасны цэментыт выдзяляецца па межах аўстэнітных зерняў, пры гэтым утвараецца суцэльная абалонка цэментыту, якая на мікраздымках мае выгляд светлай сеткі. Максімальная колькасць структурна свабоднага цэментыту (прыблізна 20%) ў сплаве з утрыманнем вугляроду 2,14%.

6.2.2. Фазавыя і структурныя змяненні ў чыгунах

Пры крышталізацыі даэўтэктывных сплаваў (мал. 52, сплаў а), якія ўтрымліваюць ад 2,14 да 4,3% С, з вадкай фазы пры дасягненні тэмпературы, якая адпавядае лініі ліквідус ВС, спа-

чатку видзяляюцца крышталі аўстэніту. Састаў вадкай фазы ў інтэрвале тэмператур крышталізацыі паміж пунктамі 1 - 2 вызначаецца лініяй BC, а аўстэніту - лініяй IE.

Пры тэмпературы 1147° C аўстэніт дасягае межавай канцэнтрацыі, адпаведнай пункту E (2,14% C), а незацвярдзеўшая вадкасць - эўтэктычнага саставу пункта C (4,3% C).

Пры тэмпературы эўтэктыкі (лінія ECF) існуе нанварыянтная ($C=0$) раўнавага - аўстэніту саставу пункта E (A_E), цэментыту (Fe_3C) і вадкай фазы саставу пункта C (L_C). У выніку крышталізацыі вадкага сплаву саставу пункта C утвараецца эўтэктыка ледэбурыт, які складаецца ў момант утварэння з аўстэніту саставу пункта C і цэментыту.

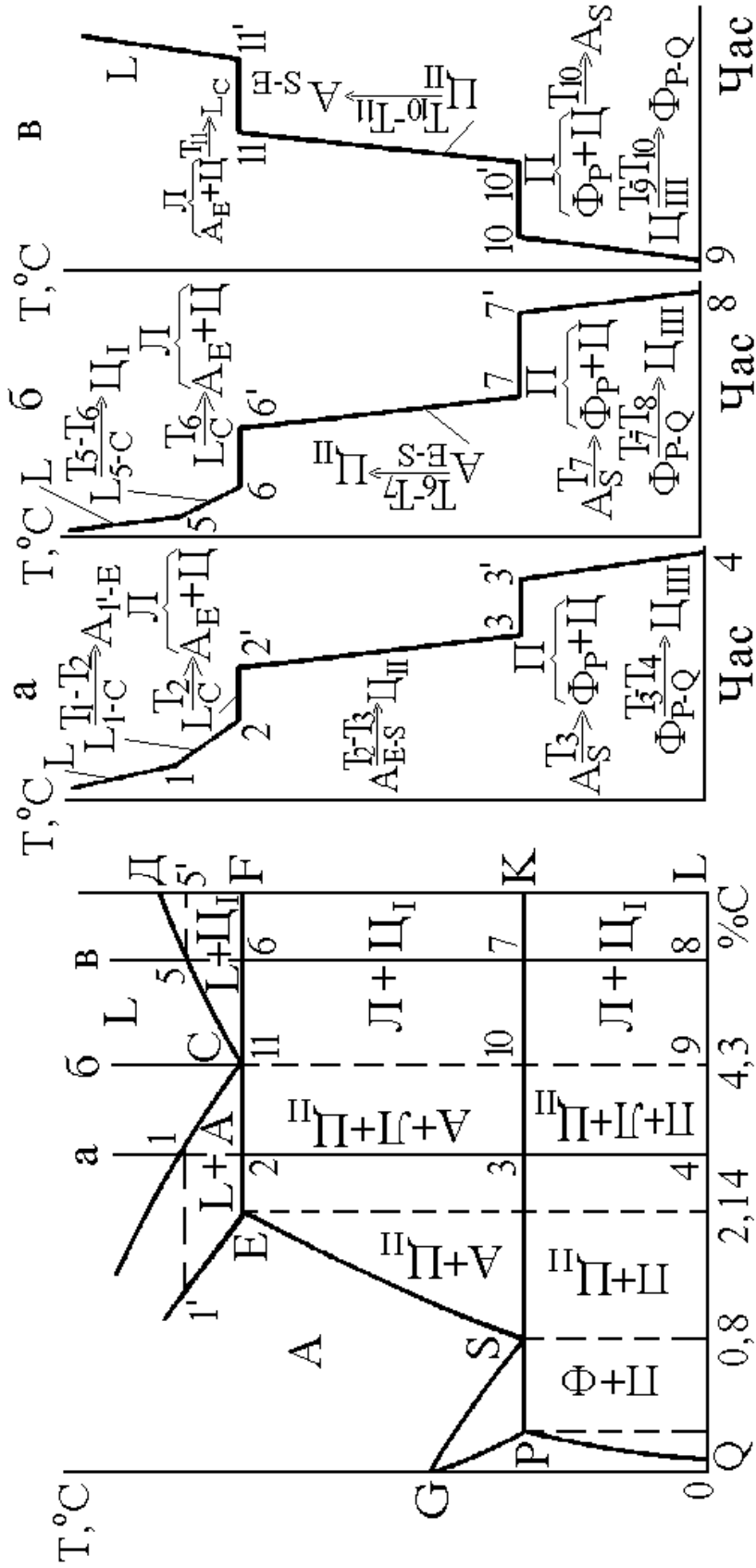
На крывой ахалоджвання пры крышталізацыі эўтэктыкі (ледэбурыту) адзначаецца пляцоўка (мал. 52). Такім чынам, даэўтэктычных сплавы пасля зацвердзявання маюць структуру аўстэніт + ледэбурыт (A+Ц). Фазавы састаў сплаву пасля зацвердзявання - аўстэніт і цэментыт.

Пры паніжэнні тэмпературы (участак 2¹- 3) у даэўтэктычных сплавах (мал. 52, сплаў а) з-за памяншэння растваральнасці вугляроду ў аўстэніце (лінія SE) назіраецца частковы распад апошняга, прычым як першасных яго крышталёў, якія выдзяліліся з вадкасці ў інтэрвале тэмператур 1 - 2, так і аўстэніту, які ўваходзіць у састаў ледэбурыту. Гэты распад заключаецца ў выдзяленні крышталёў другаснага цэментыту і ў памяншэнні ў сувязі з гэтым утрымання вугляроду ў аўстэніце ў адпаведнасці з лініяй SE.

Пры дасягненні тэмпературы 727° C (лінія PSK) аўстэніт, абеднены вугляродам да эўтэктоіднага саставу (0,8% C), пераўтвараецца ў перліт.

У інтэрвале тэмператур паміж пунктамі 3¹ - 4 з ферыту выпадае цэментыт трацічны, які структурна не выдзяляецца, таму што аб'ядноўваецца з цэментытам, які ўтварыўся раней.

Разглядаемы сплаў а (мал. 52), які знаходзіцца ў інтэрвале канцэнтрацый вугляроду ад 2,14 да 4,3% называюць даэўтэктычным белым чыгуном. Такія чыгуны пры звычайнай тэмпературы маюць структуру: перліт, ледэбурыт (перліт+цэментыт) і другасны цэментыт. Чым больш вугляроду ў даэўтэктычным белым чыгуне, тым менш ў ім перліту і больш ледэбурыту.



Мал. 52. Дьяграма стану жалеца - цэментыт і крывыя ахалоджвання (а, б) і награвання (в) чыгуноў

Сплаў б (мал. 52) - заэўтэктычны белы чыгун. Такія чыгуны ўтрымліваюць больш за 4,3% С. У заэўтэктычных чыгунах крышталізацыя пачынаецца з выдзялення з вадкага раствору крышталёў першаснага цэментыту, які выдзяляецца ў інтэрвале тэмператур пунктаў 5 - 6; пры гэтым састаў вадкай фазы мяняецца адпаведна лініі ДС. Першасная крышталізацыя заканчваецца эўтэктычным пераўтварэннем з утварэннем ледэбурыту пры тэмпературы пункта 6. Пры далейшым ахалоджванні працякаюць пераўтварэнні ў цвёрдым стане, такія ж, як і ў сплаве а. Цэментыт другасны, які выдзяляецца ў інтэрвале тэмператур пунктаў 6 - 7, аб'ядноўваецца з першасным цэментытам, які утварыўся раней.

Сплаў в (мал. 52) - эўтэктычны белы чыгун (4,3% С). Разгледзім пераўтварэнні, якія працякаюць пры яго награванні ад пакаёвай тэмпературы да тэмпературы вадкага стану. У інтэрвале тэмператур паміж пунктамі 9 - 10 павялічваецца растваральнасць вугляроду ў α -жалезе (α -ферыце) у адпаведнасці з лініяй QP. Таму трацічны цэментыт раствараецца ў ферыце.

Пры тэмпературы лініі PSK (участак $10 - 10^1$ на крывой награвання) працякае эўтэктоіднае пераўтварэнне, у выніку якога з перліту ўтвараецца аўстэніт, які ўтрымлівае 0,8% С. У інтэрвале тэмператур паміж пунктамі 10 - 11 павялічваецца растваральнасць вугляроду ў γ -жалезе (аўстэніце) у адпаведнасці з лініяй SE. У сувязі з гэтым другасны цэментыт раствараецца ў аўстэніце.

Пры тэмпературы эўтэктыкі (лінія ECF) ледэбурыт плавіцца. На участку тэмператур вышэй за пункт 11 вадкі сплаў награвецца.

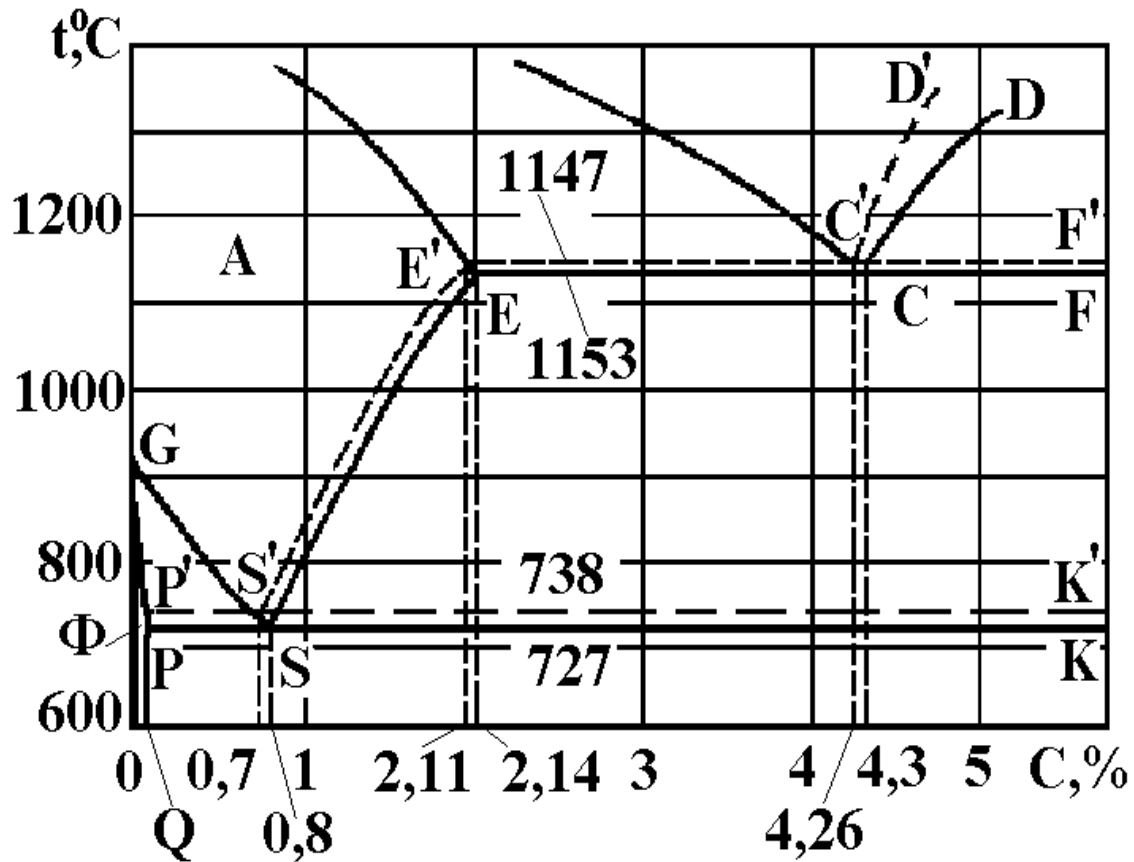
6.3. Дыяграма стану жалеза-графіт (стабільная раўнавага)

Утварэнне стабільнай фазы графіту ў чыгуне можа працякаць у выніку непасрэднага выдзялення яго з вадкага (цвёрдага) раствору або з прычыны распаду цэментыту, які ўтварыўся раней.

Працэс утварэння ў чыгуне графіту называюць графітызацыяй.

Дыяграма стану жалеза - графіт нанесена на дыяграме стану жалеза - цэментыт штрыхавымі лініямі (мал 53). Такі спосаб адлюстравання сістэмы жалеза - графіт дае магчымасць параўноўваць абедзве дыяграмы.

Пазнаёміўшыся з крышталічнай структурай і саставам

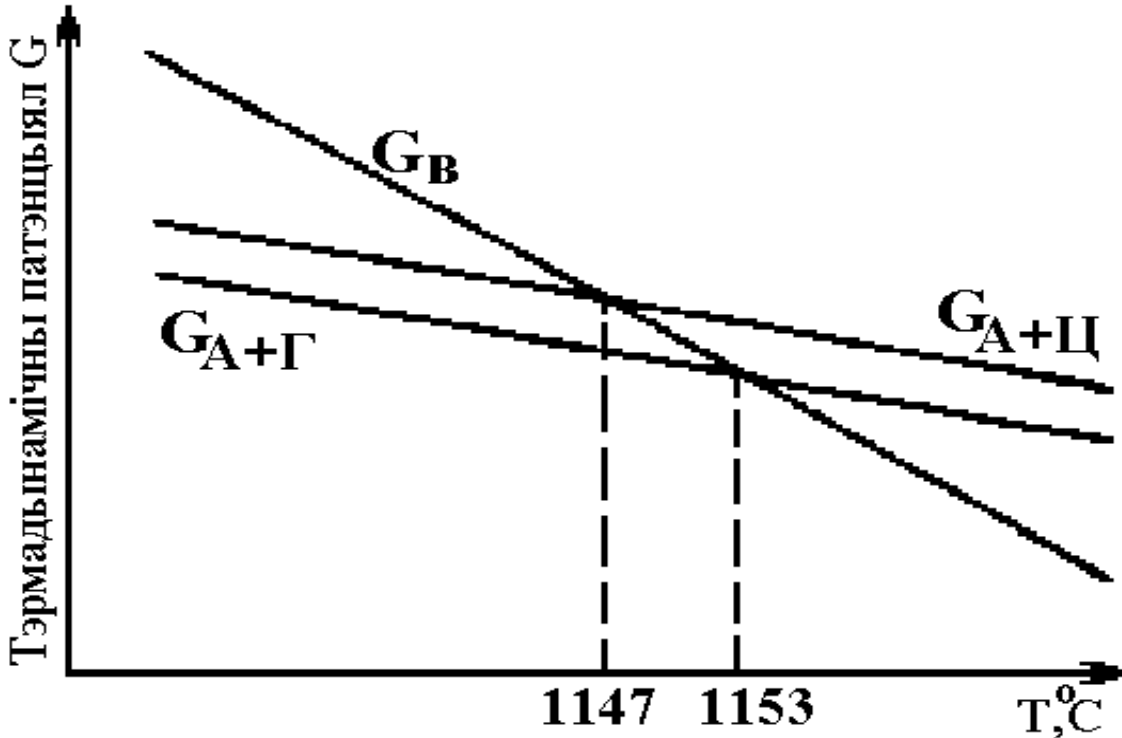


Мал. 53. Дыяграма стану Fe-C (жалеза-графіт)

аўстэніту і графіту, можна зрабіць наступны вывад: крышталічныя структуры цэментыту і аўстэніту блізкія, тады як крышталічныя структуры аўстэніту і графіту значна адрозніваюцца. Па саставу аўстэніт і цэментыт бліжэй адзін да другога, чым аўстэніт і графіт (так, аўстэніт утрымлівае да 2,14% C, цэментыт 6,67% C, а графіт 100% C). Таму ўтварэнне цэментыту з аўстэніту, а таксама і з вадкасці праходзіць лягчэй, работа ўтварэння зародка, як і неабходныя дыфузійныя змяненні, меншыя ў выпадку крышталізацыі цэментыту, чым пры крышталізацыі графіту. Такім чынам, кінетычна з цвёрдага раствору (аўстэніту) і з вадкасці будзе больш выгаднай крышталізацыя цэментыту, а не графіту (дакладней, сумесі ферыту+цэментыту або аўстэніту+цэментыту, а не сумесі ферыту+графіту або аўстэніту+графіту).

Разам з тым графіт - больш устойлівая фаза, а цэментыт - менш устойлівая; гэта значыць, што сумесі ферыт+графіт або

аўстэніт+графіт валодаюць меншым тэрмадынамічным патэнцыялам, чым сумесі ферыт+цэментыт або аўстэніт+цэментыт (мал. 54). Такім чынам, тэрмадынамічныя фактары садзейнічаюць утварэнню не цэментыту, а графіту.



Мал. 54. Змяненне тэрмадынамічнага патэнцыялу вадкага сплаву (G_B), сумесей аўстэніт+цэментыт ($G_{A+Ц}$) і аўстэніт+графіт ($G_{A+Г}$) са змяненнем тэмпературы

Гэтыя дзве абставіны неабходна ўлічваць пры вывучэнні ўмоў утварэння графіту. Калі кінетычныя ўмовы дазваляюць, то ўтвараюцца структуры з графітам, калі не, то з цэментытам, нягледзячы на тое, што больш устойлівай з'яўляецца структура з графітам; у гэтым выпадку ўтварэнне графіту з'яўляецца другаснай рэакцыяй, і графіт будзе прадуктам распаду цэментыту.

Як адзначана ў главе 2, пераход з аднаго агрэгатаўнага стану ў другі, напрыклад з вадкага ў цвёрды, вызваны тым, што пры змененых ўмовах новы стан аказваецца больш устойлівым, валодае меншым запасам тэрмадынамічнага патэнцыялу. Пры тэмпературы ніжэй за тэмпературу T_S (мал. 12) устойлівым з'яўляецца крышталі і пры гэтым будзе працякаць працэс крышталізацыі, таму што гэта суправаджаецца памяншэннем тэрмадынамічнага патэнцыялу.

Пры тэмпературы 1147°C вадкасць пераходзіць у сумесь аўстэніт+цэментыт (лінія ECF на дыяграме жалеза - цэментыт). Такім чынам, схематычна лініі змянення тэрмадынамічнага патэнцыялу вадкага расплаву і сумесі аўстэніт+цэментыт пры змяненні тэмпературы перасякаюцца пры тэмпературы 1147°C (мал. 54). Пры больш нізкіх тэмпературах працякае працэс крышталізацыі, пры больш высокіх - плаўлення.

Раней было адзначана, што аўстэнітна-графітная сумесь з'яўляецца тэрмадынамічна больш устойлівай, чым аўстэнітна-цэментытная. Гэта значыць, што калі на мал. 54 правесці лінію, якая будзе характэрызаваць змяненне тэрмадынамічнага патэнцыялу сумесі аўстэніт+графіт, то яна будзе размяшчацца пры ўсіх тэмпературах ніжэй за лінію, якая характарызуе змяненне тэрмадынамічнага патэнцыялу сумесі аўстэніт+цэментыт. Такім чынам, лінія тэрмадынамічнага патэнцыялу аўстэніт+графіт перасячэ лінію тэрмадынамічнага патэнцыялу вадкасці пры тэмпературы больш высокай, чым 1147°C , гэта значыць пры 1153°C .

Зыходзячы з гэтага можна зрабіць наступныя высновы.

Ніжэй за пункт раўнавагі L→A+Ц (1147°C) крышталізацыя працякае з утварэннем цэментыту, таму што кінетычна гэта лягчэй ажыццяўляецца. Графіт у метале будзе другасным прадуктам, ён можа ўтварацца ў выніку распаду цэментыту.

У інтэрвале $1147 - 1153^{\circ}\text{C}$ утварэнне з вадкасці аўстэніта-цэментытнай сумесі тэрмадынамічна немагчыма, і ў такіх тэрмадынамічных умовах крышталізацыя працякае з утварэннем аўстэнітна-графітнай сумесі непасрэдна з вадкасцю.

Аналагічна можна разглядаць магчымасці распаду аўстэніту на ферыта-цэментытную або ферытна-графітную сумесі. Тэмпература 727°C з'яўляецца тэмпературай фазавай раўнавагі A→Ф+Ц, а тэмпература фазавай раўнавагі A→Ф+Г ляжыць вышэй (па эксперыментальных даных пры 738°C). Таму ў інтэрвале $738 - 727^{\circ}\text{C}$ магчымы распад аўстэніту не на ферытна-цэментытную сумесь (перліт), а на ферытна-графітную сумесь. Прыведзеныя тэрмадынамічныя высновы знаходзяць адлюстраванне і на дыяграме фазавай раўнавагі (мал. 53).

На гэтай дыяграме лінія $E^1 C^1 F^1$ (1153°C) - лінія фазавай раўнавагі L→A+Г, а лінія $P^1 S^1 K^1$ (738°C) - лінія фазавай раўнавагі A→Ф+Г.

Меншая здольнасць аўстэніту і вадкасці раствараць графіт, чым цэментыт, прыводзіць да таго, што лініі $S^1 E^1$ і $C^1 D^1$ размяшчаюцца лявей за адпаведныя лініі SE і CD.

Утварэнне графіту з вадкасці або аўстэніту працякае пры ахалоджванні ў вузкім інтэрвале тэмператур паміж лініямі стабільнай і метастабільнай дыяграм, гэта значыць ва ўмовах малых пераахалоджванняў або, выходзіць, пры малых хуткасцях ахалоджвання. Адсюль робім вывад, што ўтварэнне структур шэрага чыгуну непасрэдна з вадкасці або аўстэніту адбываецца пры павольным ахалоджванні, тады як утварэнне структур белага чыгуну адбываецца пры больш хуткім ахалоджванні.

Утварэнне графіту з вадкасці або аўстэніту працякае павольна, паколькі работа ўтварэння зародка графіту вялікая і патрэбна значная дыфузія атамаў вугляроду для ўтварэння крышталёў графіту, таксама неабходны і адвод атамаў жалеза ад фронту крышталізацыі графіту.

У чыстых жалезавугляродзістых сплавах непасрэднае ўтварэнне графіту з вадкасці было б рэдка назіраемай з'явай, калі б не адна акалічнасць, якая спрыяе ўтварэнню графіту.

Справа ў тым, што вадкасць у высокавугляродзістых сплавах (чыгунах) не з'яўляецца практычна чыстай. Звычайна чыгун пасля расплаўлення "замутнены", гэта значыць утрымлівае ва ўзважаным стане вельмі дробныя часцінкі розных ўключэнняў і прымесей, у тым ліку і вельмі дробныя часцінкі графіту. На гэтых часцінках пачынаецца працэс крышталізацыі графіту, яны з'яўляюцца сценамі, на якой асаджаюцца атамы вугляроду. У гэтым выпадку работа ўтварэння зародка графіту можа быць і не большая за работу ўтварэння зародка цэментыту. Таму нават пры тэмпературах ніжэй за раўнаважныя (1147°C) кінетычна магчыма ўтварэнне крышталёў графіту.

Перагрэў чыгуну значна вышэй за тэмпературу плаўлення прыводзіць да растварэння ўзважаных часціц, хаця, магчыма, і няпоўнага, што запавольвае непасрэднае ўтварэнне графіту. Увод розных дабавак да чыгуну, такіх, як C, Si, Ni, Cu, Al, можа прывесці да ўзнікнення дадатковых цэнтраў крышталізацыі графіту, што садзейнічае ў асобных выпадках ўтварэнню графіту.

У залежнасці ад умоў крышталізацыі ўтвараецца графіт рознай формы, што мае вялікае значэнне.

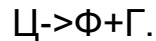
Тое, што сказана ў адносінах да крышталізацыі графіту з вадкасці, прымяніма і да крышталізацыі графіту з аўстэніту.

Акрамя разгледжанага раней працэсу ўтварэння графіту непасрэдна пры крышталізацыі магчымы і другі спосаб утварэння графіту. Як раней указвалася, цэментыт - няўстойлівае злучэнне і пры пэўных умовах (пэўнай тэмпературы) распадаецца з утв-

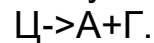
рэннем аўстэніту і графіту або ферыту і графіту. Для рэалізацыі гэтага працэсу патрабуецца дыфузія вугляроду да цэнтраў крышталізацыі графіту і сама дыфузія жалеза ад месцаў, у якіх графіт выдзяляецца.

Пры пакаёвай тэмпературы гэты працэс практычна не працякае, але з павышэннем тэмпературы паскараецца.

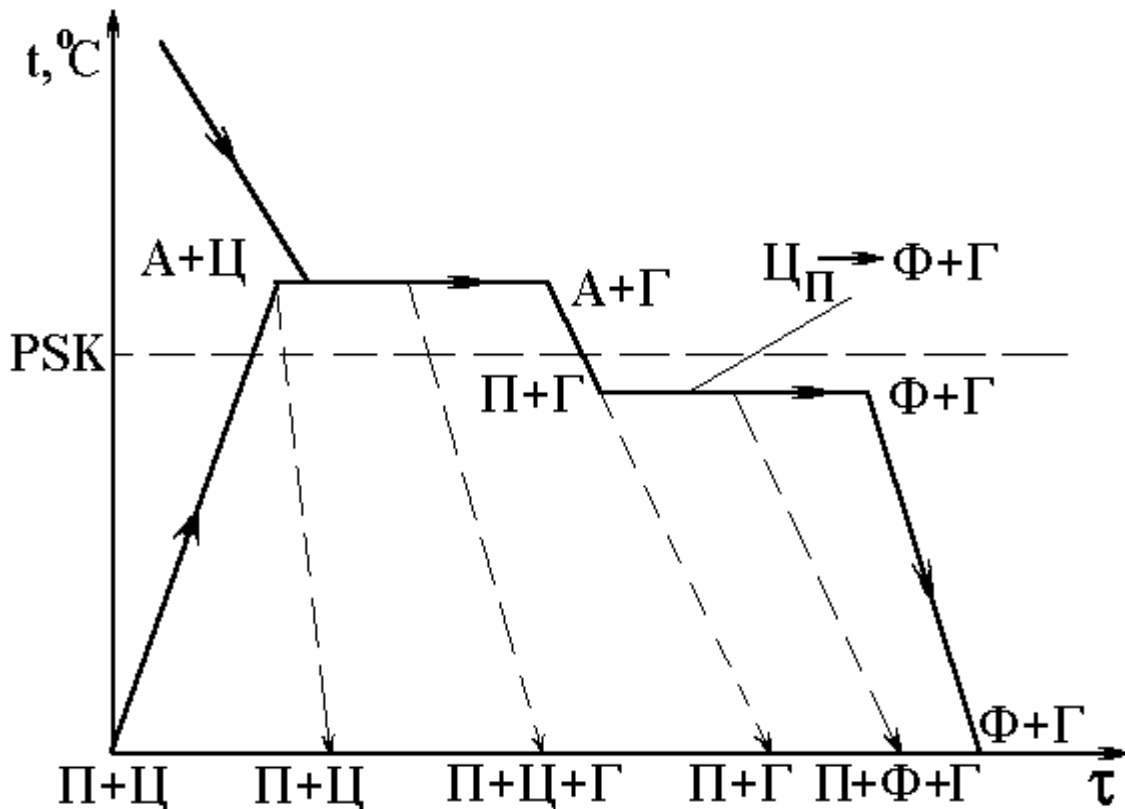
Пры тэмпературы ніжэй за лінію $P'S'K'$ (мал. 53) устойлівымі фазамі з'яўляюцца ферыт і графіт, таму цэментыт распадаецца на гэтыя дзве фазы па рэакцыі:



Вышэй за лінію $P'S'K'$ устойлівымі фазамі будуць аўстэніт і графіт, і рэакцыя распаду цэментыту выглядае так:



Такім чынам, у выніку графітызацыі цэментыту ўтвараецца



Мал. 55. Схема ўтварэння структур пры графітызацыі чыгуну

графіт і ферыт (ніжэй за лінію $P'S'K'$) або аўстэніт і графіт (вышэй за лінію $P'S'K'$). Вышэй за лінію $P'S'K'$ частка вугляроду знаходзіцца ў γ -цвёрдым раствору, таму, хаця працэс пры больш высокай тэмпературы працякае хутчэй, але да выдзялення ўсяго вугляроду ў свабодным стане (гэта значыць у выглядзе

графіту) ён прывесці не можа; пры тэмпературы ніжэй за лінію P'S'K' працэс працякае павольна, але ён можа закончыцца амаль поўнай графітызацыяй, гэта значыць выдзяленнем усяго вугляроду ў свабодным стане (калі не ўлічваць нязначную растваральнасць вугляроду ў ферыце).

Для больш падрабязнага вывучэння гэтага складанага і практычна важнага працэсу разгледзім схему ўтварэння структур пры графітызацыі (мал. 55).

Будзем лічыць, што ахалоджванне было дастаткова хуткім і атрымаўся белы чыгун. У выніку нагрэву белага чыгуну вышэй за лінію PSK перліт пераўтвараецца ў аўстэніт; вытрымка пры гэтых тэмпературах ($>738^{\circ}\text{C}$) прыводзіць да графітызацыі цэментыту. Калі такі працэс прайшоў да канца, то пры высокай тэмпературы структура будзе складацца з аўстэніту і графіту, а пасля ахалоджвання - з перліту і графіту. Пры незавершанасці працэсу першаснай графітызацыі (вышэй за лінію PSK) застаецца цэментыт, і структура складаецца з аўстэніту, графіту і цэментыту пры высокай або перліту, графіту і цэментыту пры нізкай тэмпературах.

Пры пераходзе праз крытычны пункт (лінія PSK) аўстэніт пераўтвараецца ў перліт, і вытрымка пры тэмпературах, блізкіх, але ніжэйшых за крытычны пункт, можа прывесці да распаду цэментыту (другая стадыя графітызацыі). Пры поўным завяршэнні працэсу ўвесь цэментыт перліту распадаецца, утвараецца ферытна-графітная структура, а пры частковым пераўтварэнні застаецца перліт.

Працэс можа працякаць не толькі ізатэрмічна, як гэта паказана на мал. 55, але і пры павольным ахалоджванні.

ЛІТАРАТУРА

1. Гуляев А.П. Металловедение. 6-е изд., пер. и доп. - М.: Металлургия, 1986.
2. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. 2-е изд., пер. и доп. - М.: Машиностроение, 1980.
3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. 3-е изд., пер. и доп.-М.: Металлургия, 1984.
4. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Касалахов Г.Ф. и др. Материаловедение/Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова 2-е изд., пер. и доп.-М.: Машиностроение, 1986.
5. Кнорозов Б.В., Усова Л.Ф. - М.: Металлургия, 1987.

6. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов.-М.: Металлургия, 1978.
7. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов.-М.: Металлургия, 1983.
8. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3-х т./ Под ред. М.Л.Бернштейна, А.Г. Рахмтадта.-М.: Металлургия, 1983, т. II.
9. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов.-М.: Металлургия, 1983.
10. Постников В.С. Физика и химия твердого состояния.-М.: Металлургия, 1978.
11. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов/Под ред. Б.Я.Любова -М.: Мир, 1972.
12. Справочник металлиста. В 5-и т./Под ред. А.Г.Рахштадта, В.А.Брострема -М.: Машиностроение, 1976, т.II.
13. Солнцев Ю.П., Веселов В.А., Демянцевич В.П. и др. Металловедение и технология металлов.-М.: Металлургия, 1988.
14. Электрорадиоматериалы/Под.ред. Б.М.Тареева - М.:Высшая школа, 1978.
15. Справочник по электротехническим материалам.В 3-х т./Под. ред. Ю.В.Корицкого, В.В.Пасынкова, Б.М.Тареева-М.: Энергия, 1974-1976.
16. Свидунович Н.А., Урбанек Ж.М., Гарост А.И. и др. Лабораторный практикум по курсу "Материаловедение". -Мн.: БТИ им. С.М. Кирова, 1985, ч.I.
17. Свидунович Н.А., Пальчевский Б.Н., Гарост А.И. и др. Лабораторный практикум по курсу "Материаловедение". -Мн.: БТИ им. С.М. Кирова, 1983, ч.II.
18. Свидунович Н.А., Пальчевский Б.Н., Гарост А.И. и др. Лабораторный практикум по курсу "Материаловедение". -Мн.: БТИ им. С.М. Кирова, 1983, ч.III.
19. Свидунович Н.А., Урбанек Ж.М., Гарост А.И. и др. Лабораторный практикум по курсу "Материаловедение". -Мн.: БТИ им. С.М. Кирова, 1985, ч.IV.
20. Гарост А.И. Коррозия и защита металлов. Методические указания к лабораторным работам. - Мн.: БТИ им. С.М. Кирова, 1992.

ЗМЕСТ

Уводзіны	3
1. Будова і ўласцівасці матэрыялаў	4

1.1.	Атамна-крышталічная	структура	металаў7
1.2.	Крышталеграфічныя абзначэнні атамных плоскасцей і напрамкаў			11
1.3.	Дэфекты	крышталічнай	рашоткі	металаў.....13
2.	Фарміраванне	структуры	металаў	пры крышталізацыі.....19
2.1	Самаадвольная крышталізацыя.....			19
2.2.	Несамаадвольная	крышталізацыя	24
2.3.	Аморфны стан металаў			26
3.	Будова сплаваў			27
3.1.	Цвёрдыя растворы			28
3.2.	Прамежковыя фазы.....			32
3.3.	Гетэрагенныя структуры.....			37
4.	Дыяграмы стану металічных сістэм.....			37
4.1.	Метады	пабудовы	дыяграм	стану
				38
4.2.	Правіла фаз			40
4.3.	Асноўныя раўнаважныя дыяграмы стану двойных сплаваў.....			42
4.3.1.	Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх поўнасьцю растварымыя ў вадкім і цвёрдым станах.....			42
4.3.2.	Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх абмежавана растваральныя ў цвёрдым стане і ўтвараюць эўтэтыку.....			45
4.3.3.	Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх абмежавана растваральныя ў цвёрдым стане і ўтвараюць перытэтыку.....			49
4.3.4.	Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх утвараюць прамежковыя фазы.....			51
4.3.5.	Дыяграма стану сплаваў, кампаненты якіх маюць паліморфныя пераўтварэнні			56
4.4.	Крышталізацыя сплаваў у нераўнаважных умовах.....			57
4.4.1.	Нераўнаважная крышталізацыя вадкага раствору.....			59

4.4.2. Нераўнаважная крышталізацыя цвёрдага раствору.....	60
4.5. Паняцце аб дыяграмах стану трайных сплаваў.....	62
4.6. Сувязь паміж уласцівасцямі сплаваў і тыпам дыяграмы стану.....	67
5. Фарміраванне структуры дэфармаваных металаў і сплаваў.....	69
5.1. Пластычная дэфармацыя мона- і полікрышталёў.....	69
5.2. Зварот і рэкрышталізацыя.....	77
6. Дыяграма стану жалеза-вугляродзістых сплаваў.....	85
6.1. Кампаненты і фазы ў сплавах жалеза з вугляродам.....	85
6.2. Дыяграма стану жалеза-цэментыт (метастабільная раўнавага).....	88
6.2.1. Фазавыя і структурныя змяненні ў сталях.....	90
6.2.2. Фазавыя і структурныя змяненні ў чыгунах.....	93
6.3. Дыяграма стану жалеза-графіт (стабільная раўнавага).....	96
Літаратура.....	102