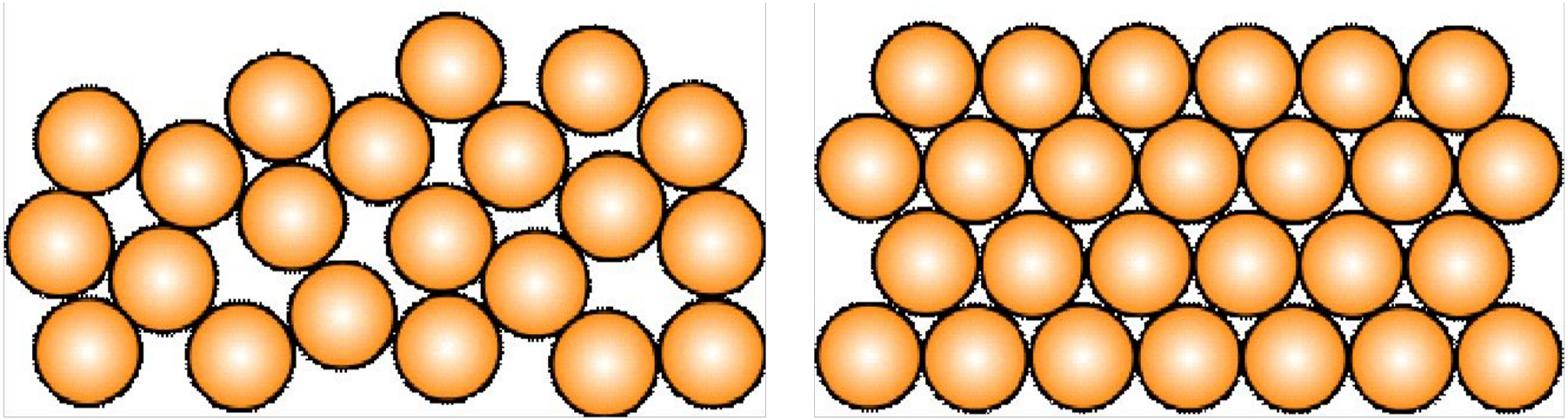


(а) (б)

Рис. 1.1. Схема строения аморфных (а) и кристаллических (б) веществ

Элементарная кубическая	Объёмно центрированная кубическая	Гране центрированная кубическая	Гексагональная плотноупакованная	Тетрагональная объёмно центрированная
$a = b = c$	$a = b = c$	$a = b = c$	$a = b \neq c$	$a = b \neq c$
$\alpha = \beta = \gamma = 90°$	$\alpha = \beta = \gamma = 90°$	$\alpha = \beta = \gamma = 90°$	$\alpha = \beta = 90°$, $\gamma = 120°$	$\alpha = \beta = \gamma = 90°$
$n = 1$	$n = 2$	$n = 4$	$n = 6$	$n = 2$
$K = 6$	$K = 8$ (К8)	$K = 12$ (К12)	$K = 12$ (Г12)	$K = 8$
$K` = 0{,}56$	$K` = 0{,}68$	$K` = 0{,}74$	$K` = 0{,}74$	$K` = 0{,}68$
Интерметаллидные фазы, ионные кристаллы, химические соединения	Fe_α, W, Mo, Ti_β, K, Na	Fe_γ, Cu, Al, Au, Ag, Ni	Zn, Sn_β, Co, Mg	Мартенсит

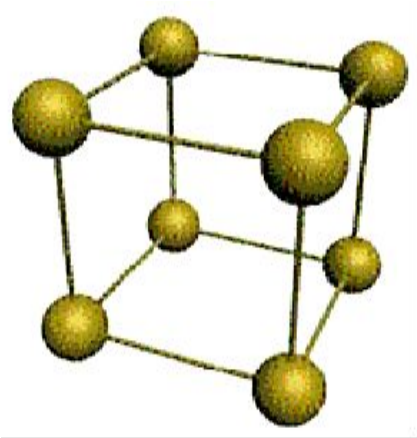
(…) − обозначение единичной плоскости

{…} − обозначение семейства плоскостей

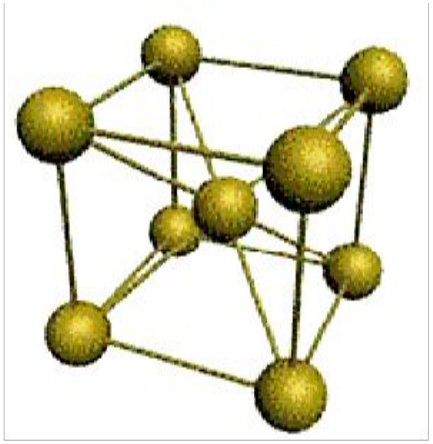
$\{001\} = \{001\} + \{010\} + \{100\} + \{00\bar{1}\} + \{0\bar{1}0\} + \{\bar{1}00\}$

[…] − обозначение единичного направления

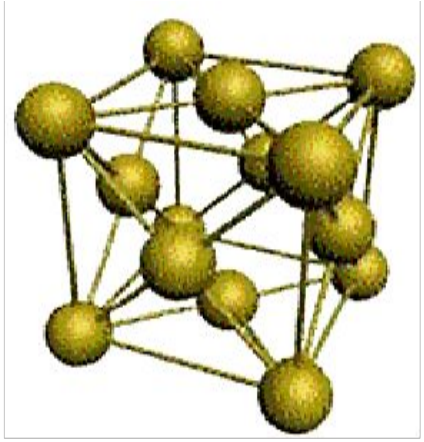
<…> − обозначение семейства направлений



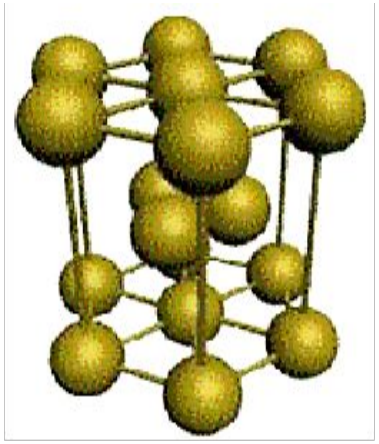
(а) кубическая К6
(1 атом на ячейку)



(б) объёмно-центрированная кубическая
(ОЦК) К8
(2 атома на ячейку)



(в) гранецентрированная кубическая
(ГЦК) К12
(4 атома на ячейку)



(г) гексагональная плотноупакованная
(ГПУ) Г12
(6 атомов на ячейку)

Рис. 1.2. Основные типы КР металлов

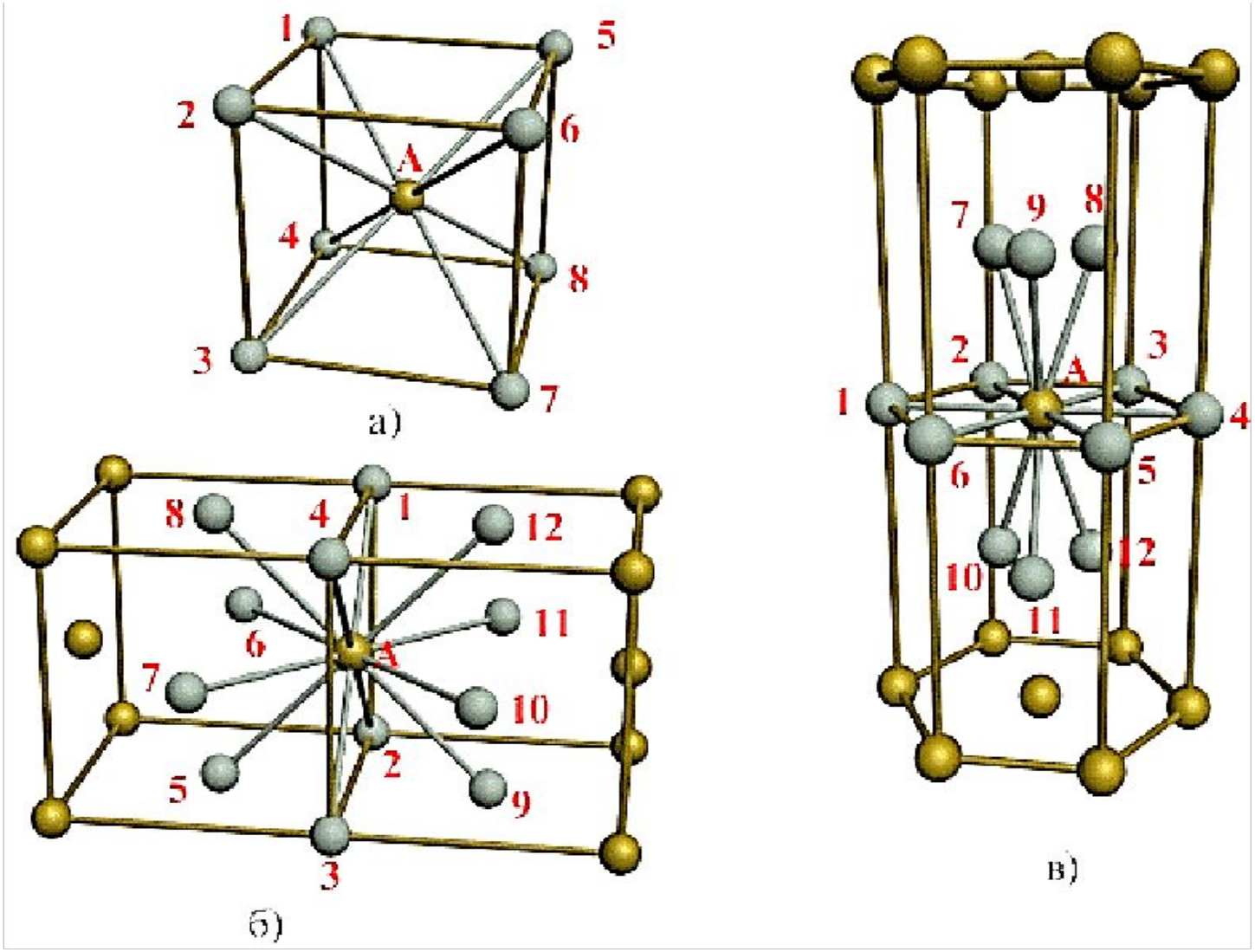
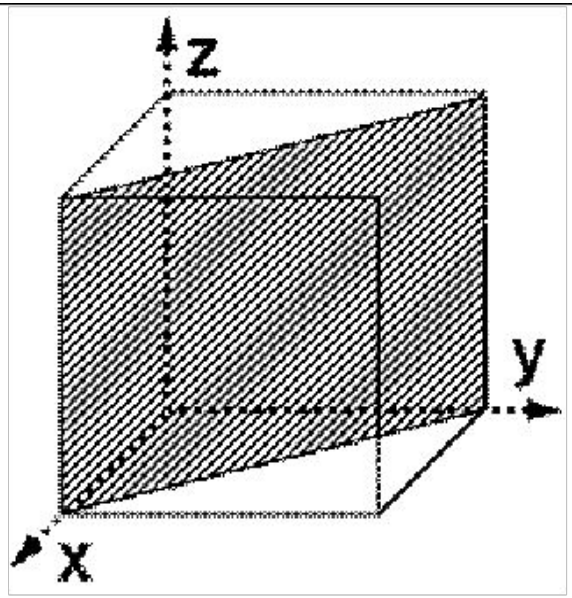
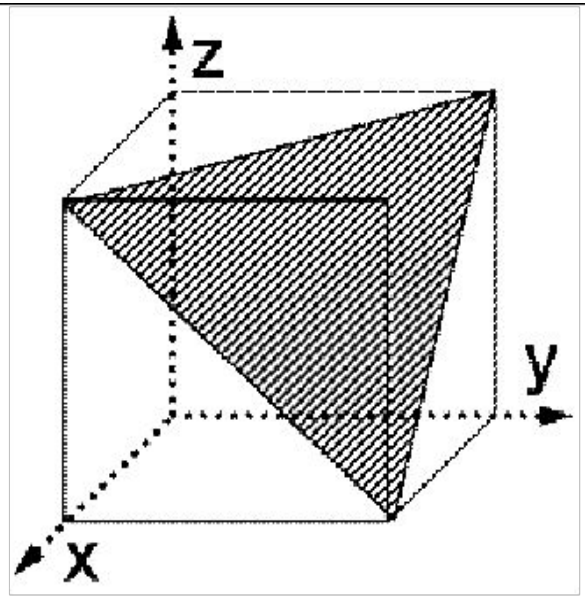


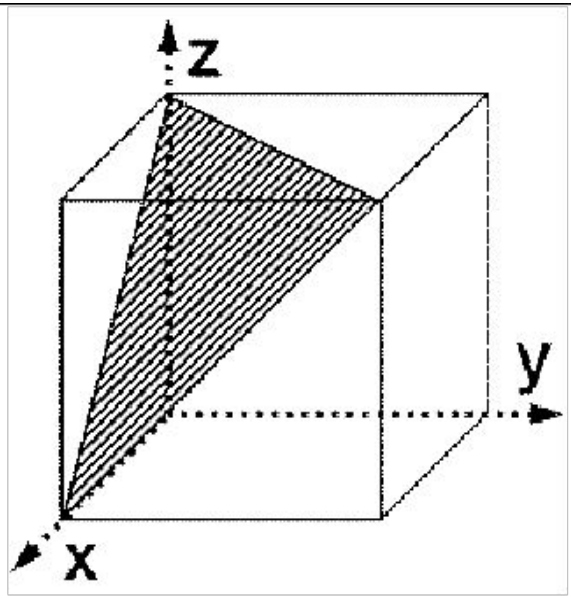
Рис. 1.3. Координационное число
в некоторых сложных КР для атома А:
а) объёмноцентрированная кубическая (К8);
б) гранецентрированная кубическая (К12);
в) гексагональная плотноупакованная (Г12)



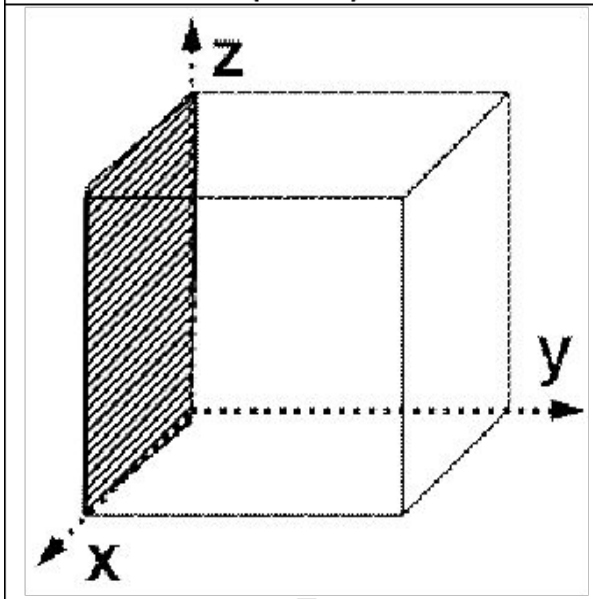
(110)



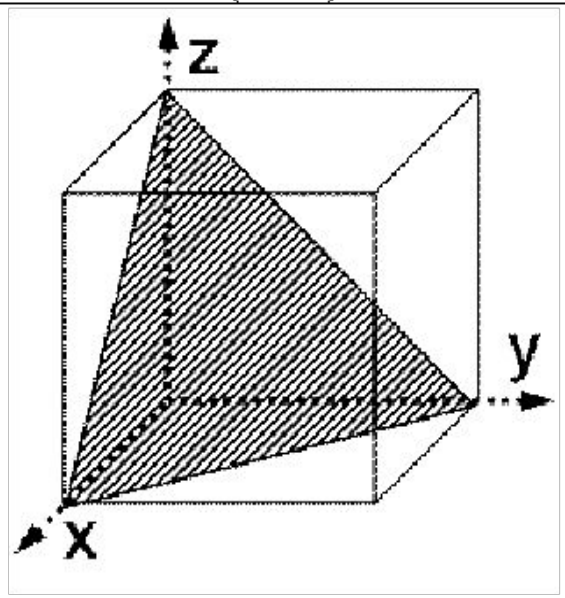
(111)



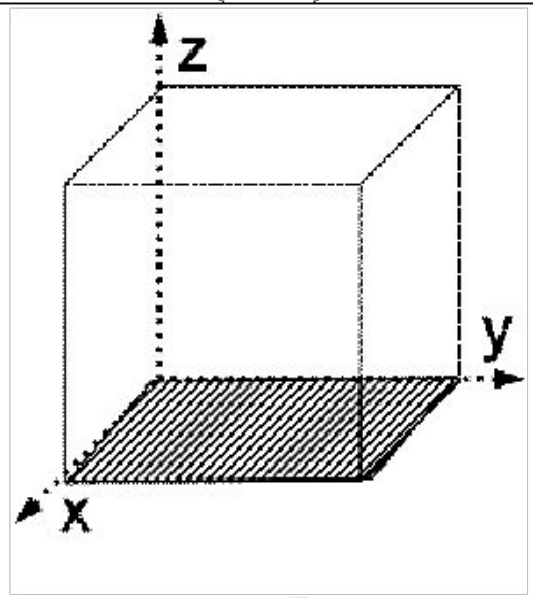
(111)



(010)



(111)



(001)

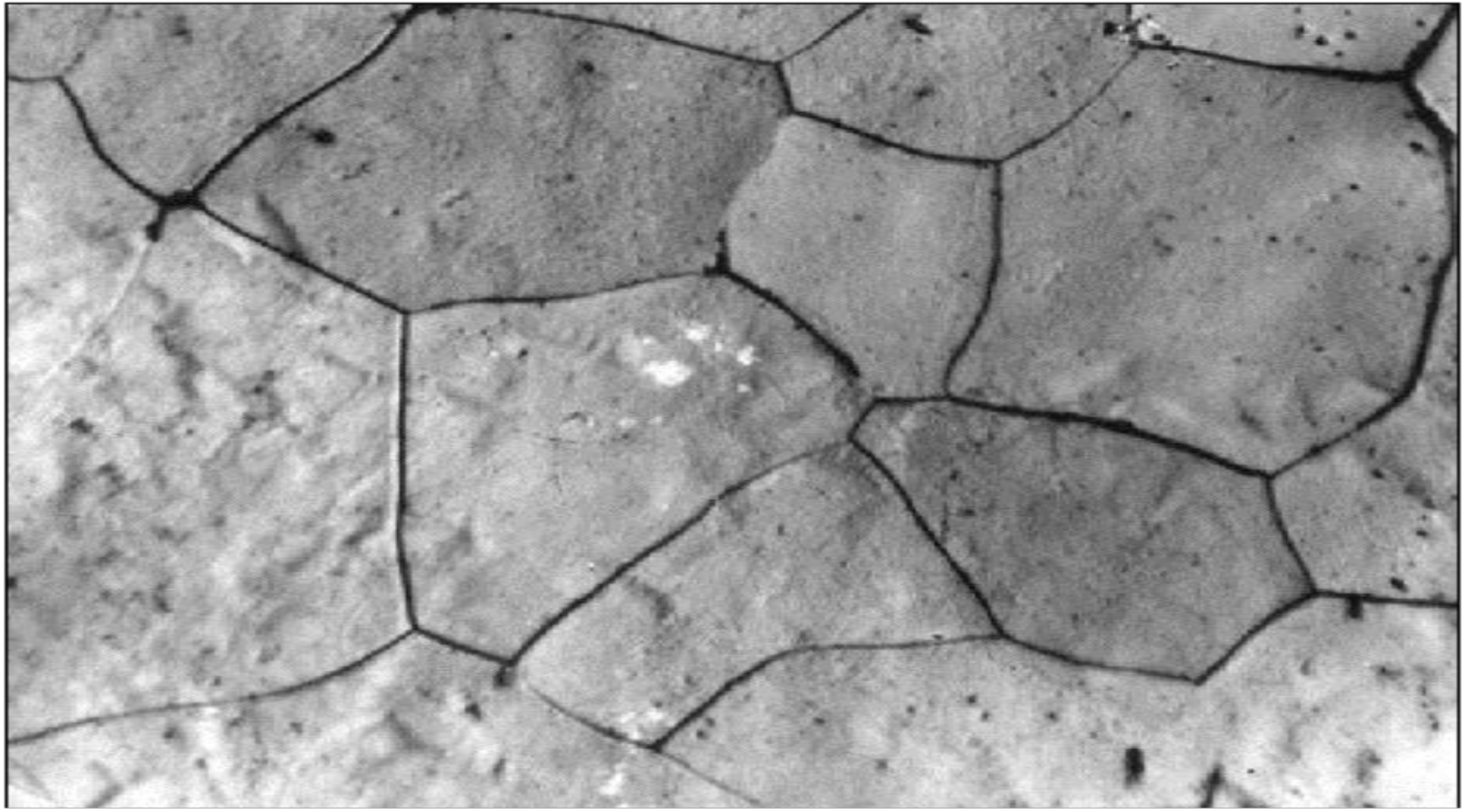


Рис.1.4. Микроструктура Fe как пример поликристаллического строения

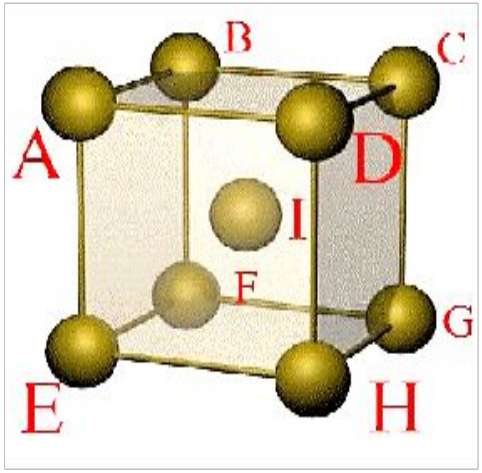
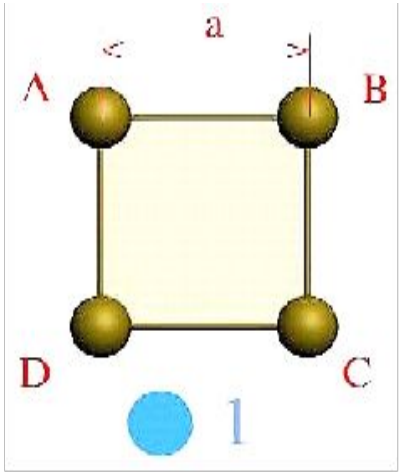
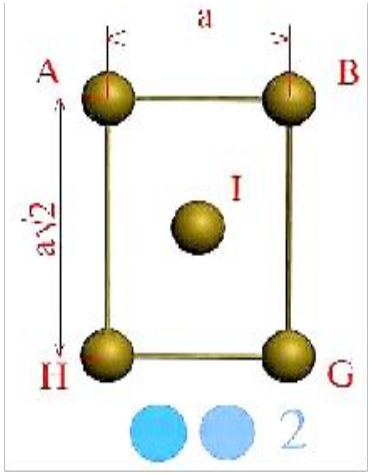


Рис. 1.5. Элементарная ячейка ОЦК. Сдвиг в кристалле происходит наиболее легко вдоль атомных плоскостей с наиболее плотной упаковкой атомов



(а) Плоскость ABCD. Кол-во атомов в плоскости ABCD – 1; площадь ABCD = a^2; площадь, приходящаяся на 1 атом – удельная площадь: $S = a^2/1 = a^2$ – мера плотности упаковки



(б) Плоскость ABGH. Кол-во атомов в плоскости ABGH – 2; площадь ABGH = $a^2\sqrt{2}$; $S = a^2(\sqrt{2}/2) \approx 0{,}7a^2 < a^2$

Рис. 1.6. Плоскости ОЦК-решётки
а) базисная плоскость;
б) плоскость с максимальной упаковкой атомов

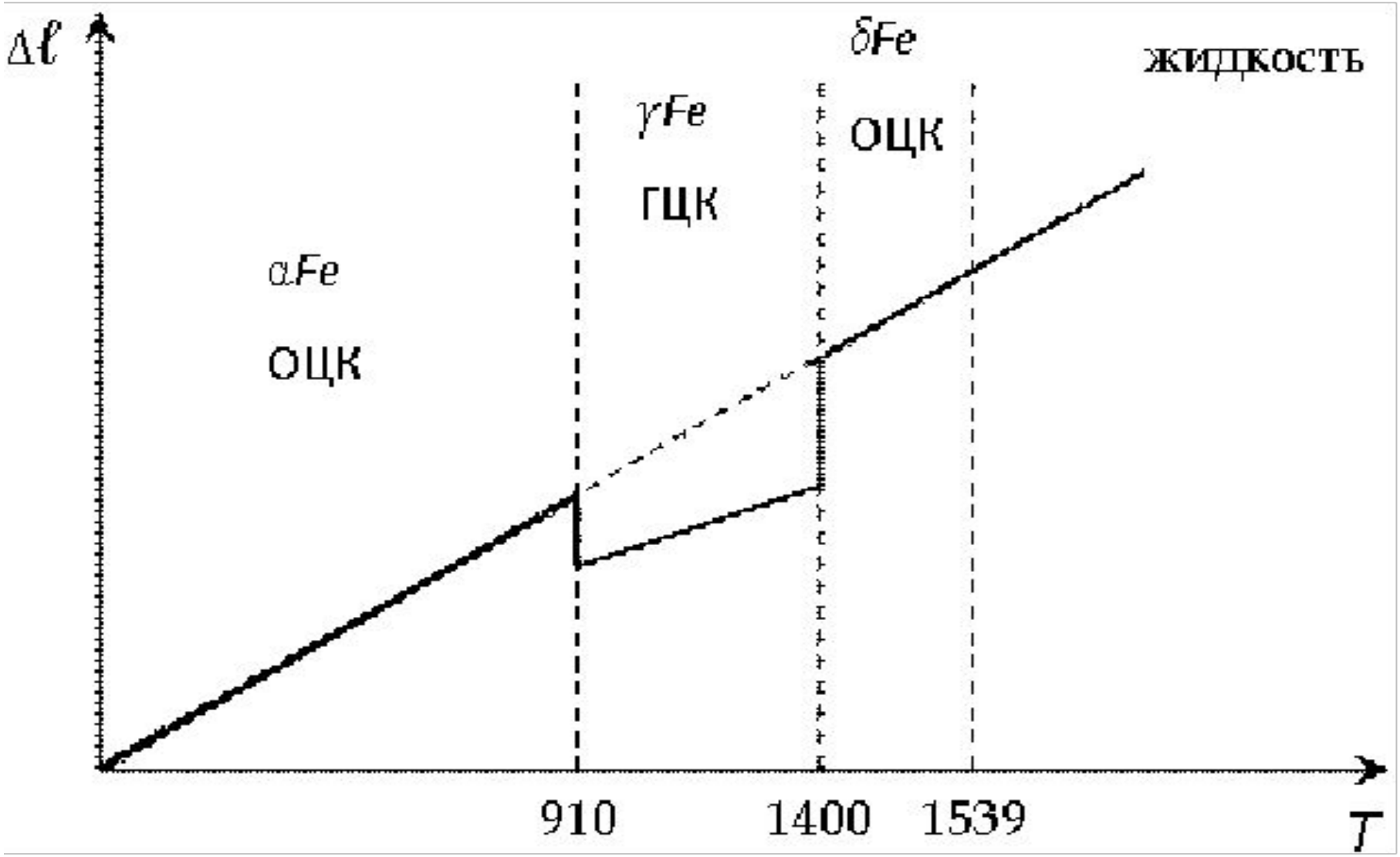


Рис. 1.7. Дилатометрическая кривая Fe как иллюстрация полиморфизма

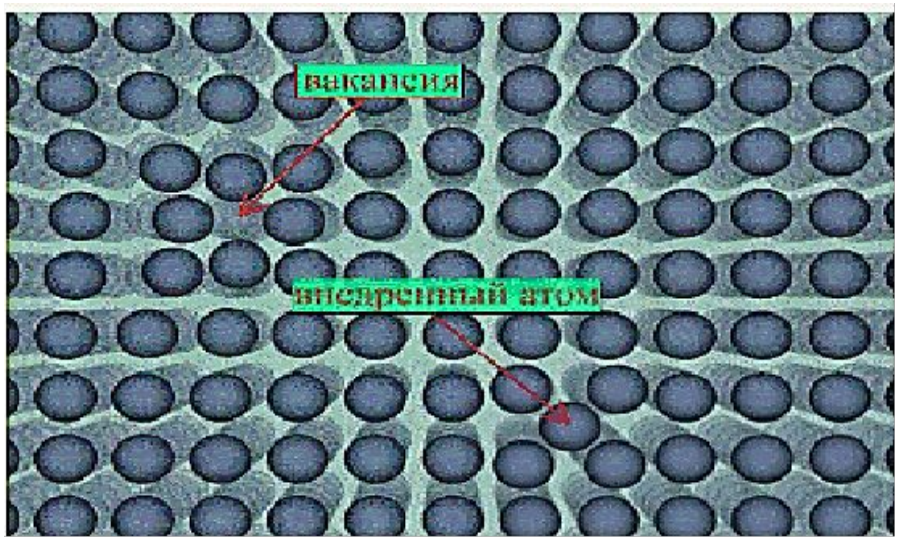


Рис. 2.1. Схема образования пары вакансия-внедрённый атом

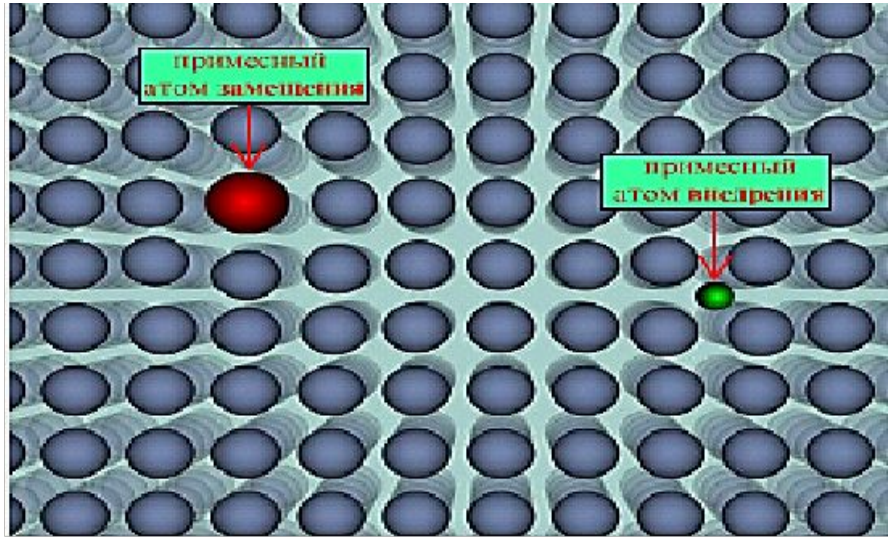


Рис. 2.2. Примесные атомы внедрения и замещения

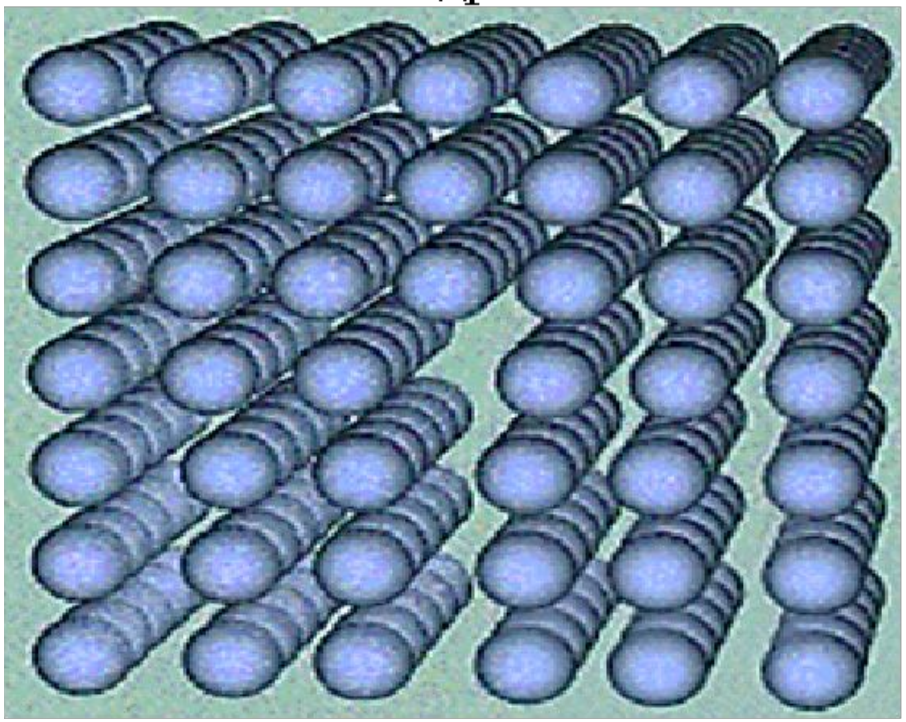


Рис. 2.3. Схема краевой дислокации

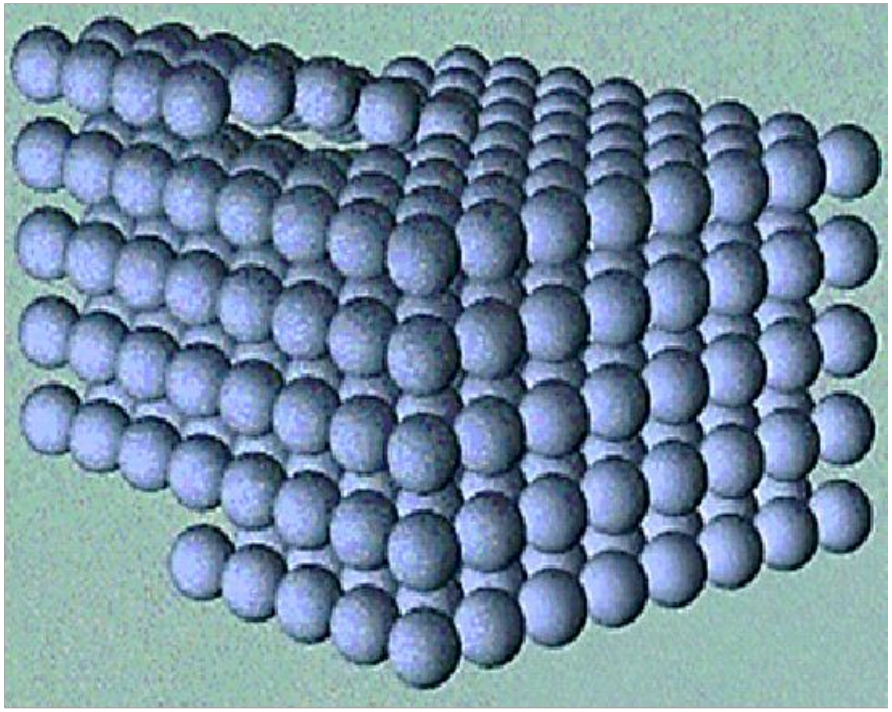
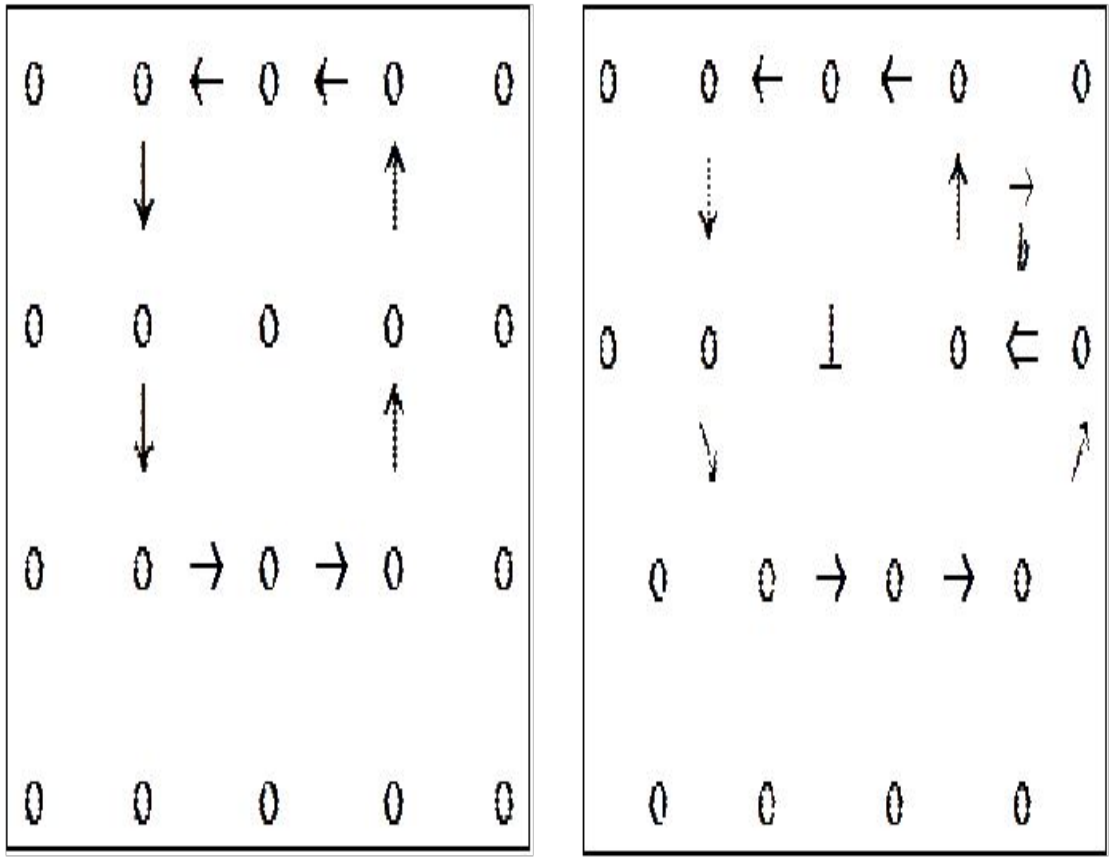


Рис. 2.4. Схема винтовой дислокации



(а) (б)

Рис. 2.5. Контур Бюргерса:
(а) в идеальной КР,
(б) в КР с одной дислокацией

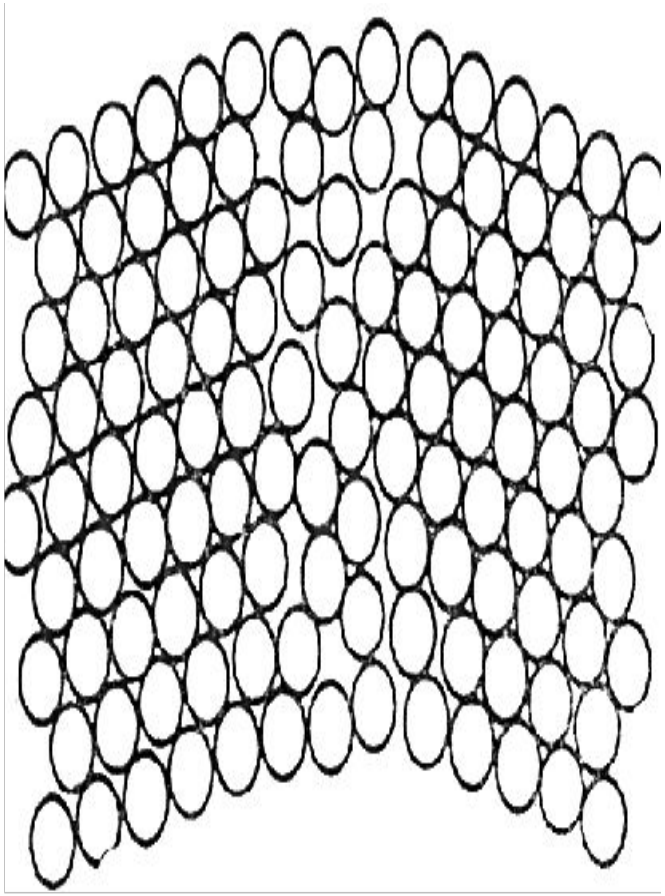
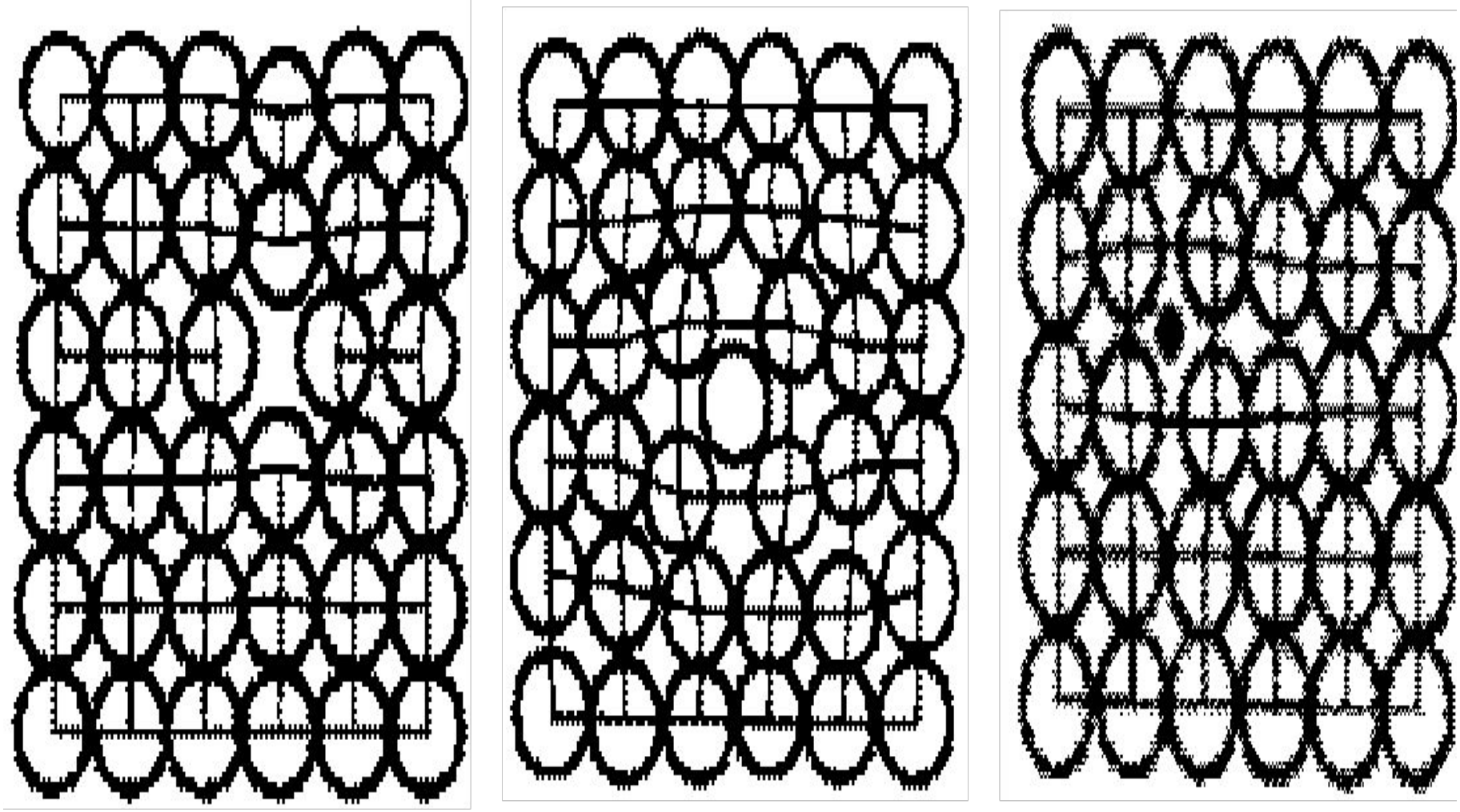


Рис. 2.6. Структура границы 2-х соседних кристаллических зёрен

F = U – TS,
где U – внутренняя энергия, T – температура и S – энтропия системы, или мера вероятности существования системы в данной конфигурации, рассчитываемая по формуле Больцмана:
S = klnW – формула Больцмана,
в которой W – термодинамическая вероятность, т.е. число способов, которыми может быть реализовано данное состояние макроскопической физической системы: при $\uparrow$ S $\Rightarrow \downarrow$ F.

Температурная зависимость диффузии:
$D = D_0 exp\frac{-E}{kT}$, либо $D = D_0 exp\frac{-Q}{RT}$ (уравнение Аррениуса),
где D – коэффициент диффузии, D_0 – предэкспоненциальный множитель, Q – энергия активации процесса диффузии, R – универсальная газовая постоянная, E – энергия образования вакансии, k – постоянная Больцмана.

Равновесная концентрация вакансий (межузельных атомов):
$n = Nexp\frac{-E_0}{kT}$,
где n – равновесная концентрация вакансий; N – число атомов в единице объёма кристалла; E_0 – энергия образования одной вакансии; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура.



(а) (б) (в)

Рис. 3.1. Схемы изображения точечных дефектов КР:

а) вакансия, б) межузельный атом, в) чужеродный атом

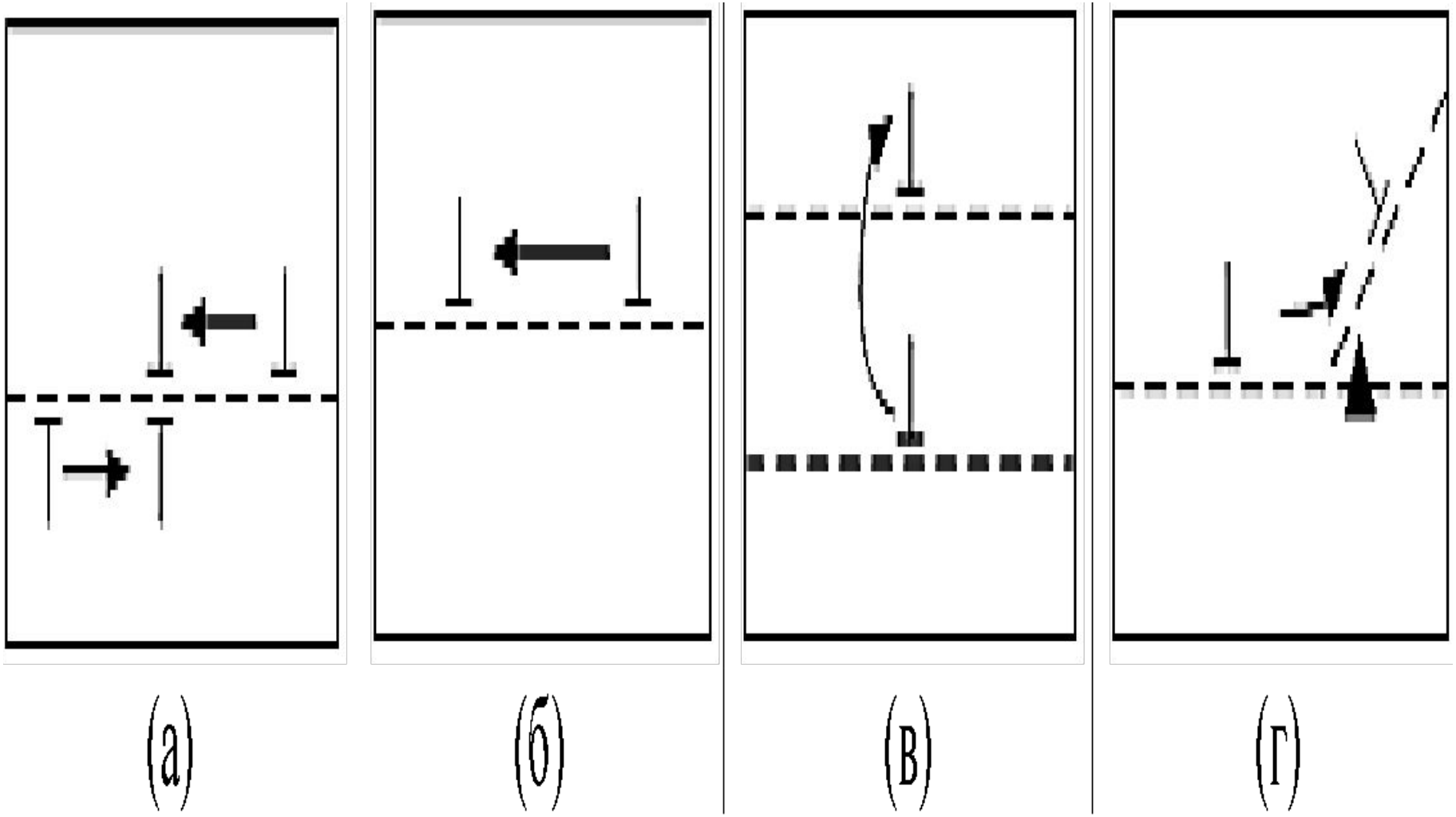


Рис. 6.1. Аннигиляция (а) и виды перемещения дислокаций: скольжение (б), переползание (в), поперечное скольжение (г)

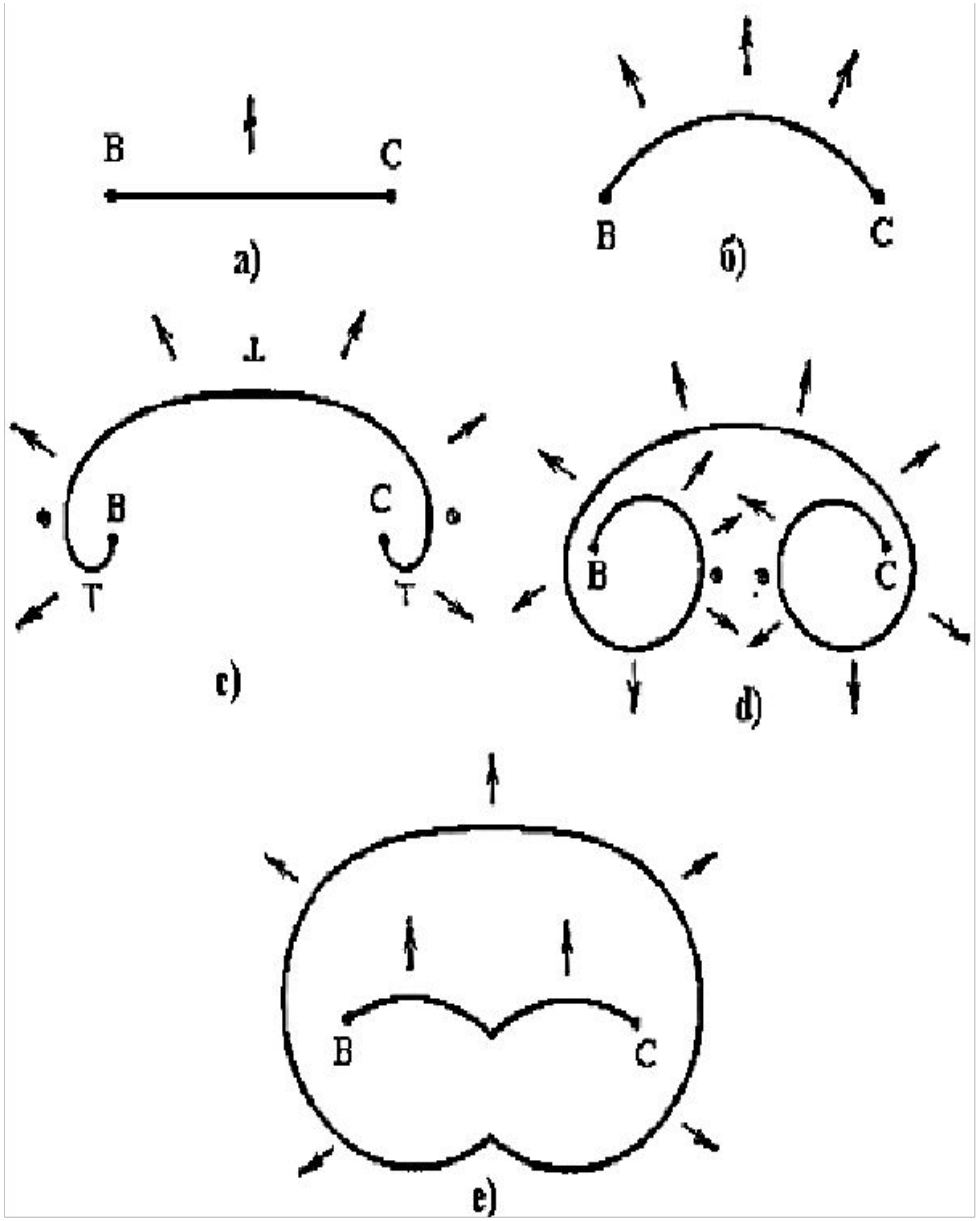


Рис. 4.2. Источник дислокаций по Франку-Риду

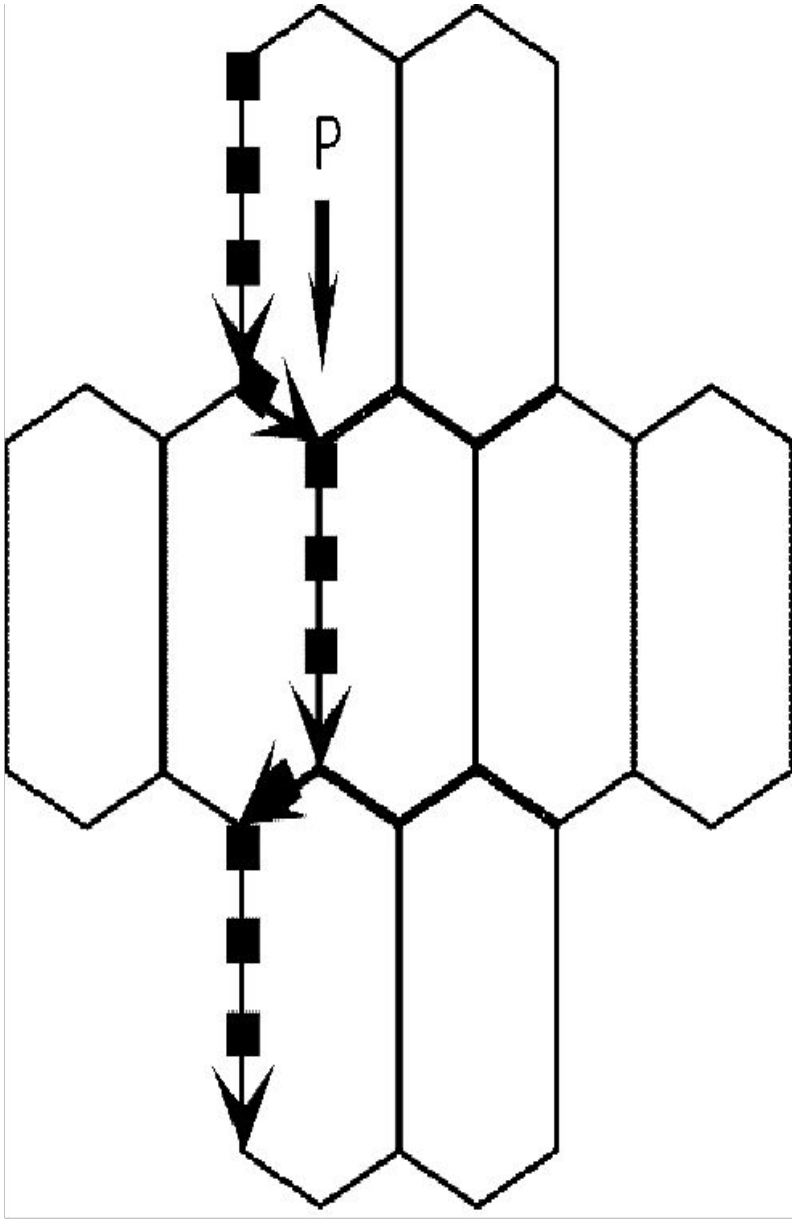
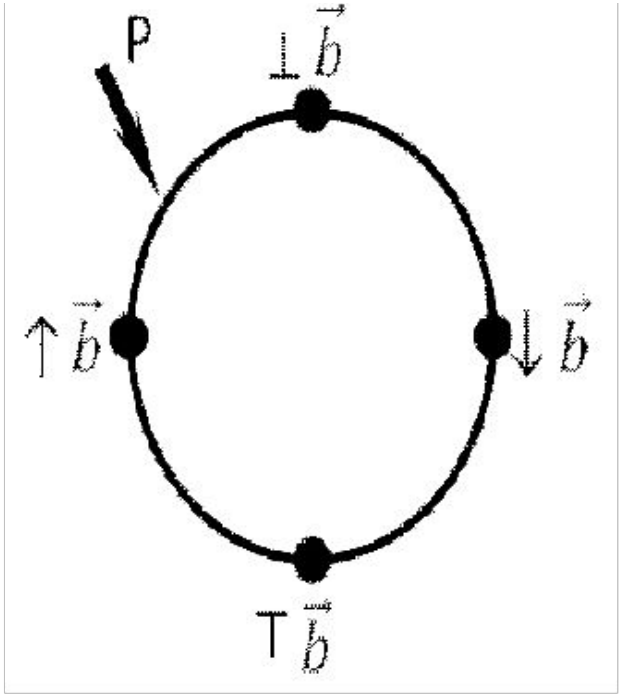
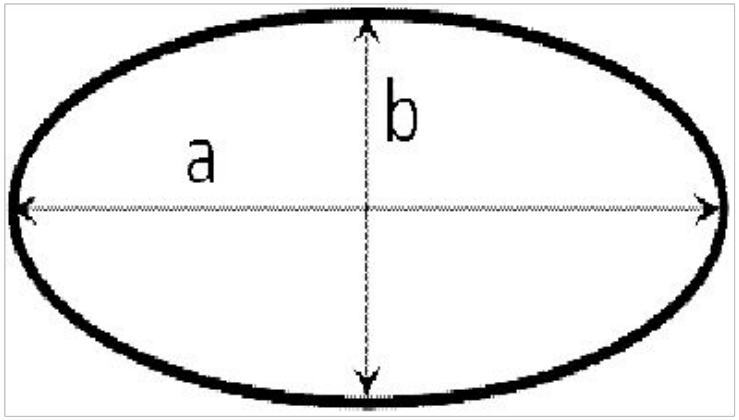


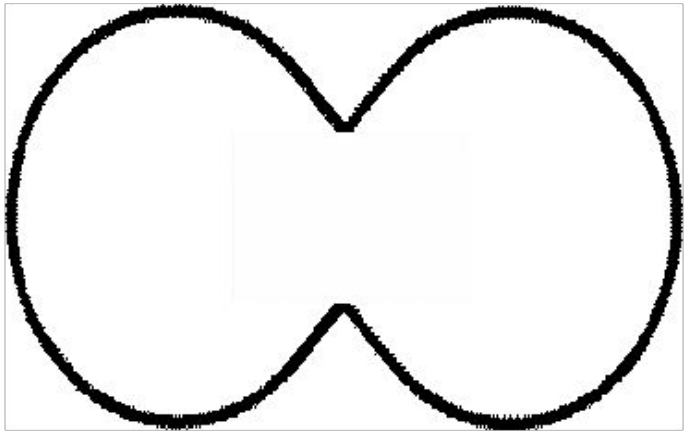
Рис. 4.3. Источник дислокаций по Мак-Лину



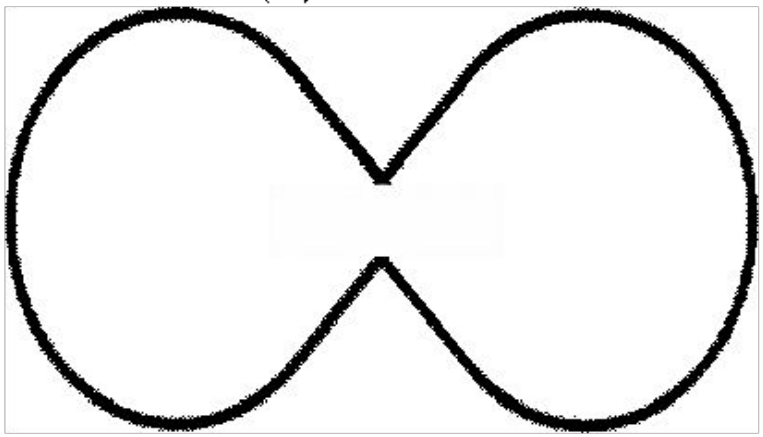
(а)



(б) a/b < 3



(в) a/b > 3



(г)

Рис. 4.4. Источник дислокаций по Кульман-Вильсдорф

Рис. 4.5. Зависимость предела прочности кристалла от плотности линейных дефектов (дислокаций) (Кривая Одинга)

Плотность дислокаций в единице объёма, см$^{-2}$:

$$\rho = \left(\frac{\sum l}{V}\right)$$

где $\sum l$ – суммарная длина всех линий дислокаций в кристалле, см;

V – объём кристалла, см^3.

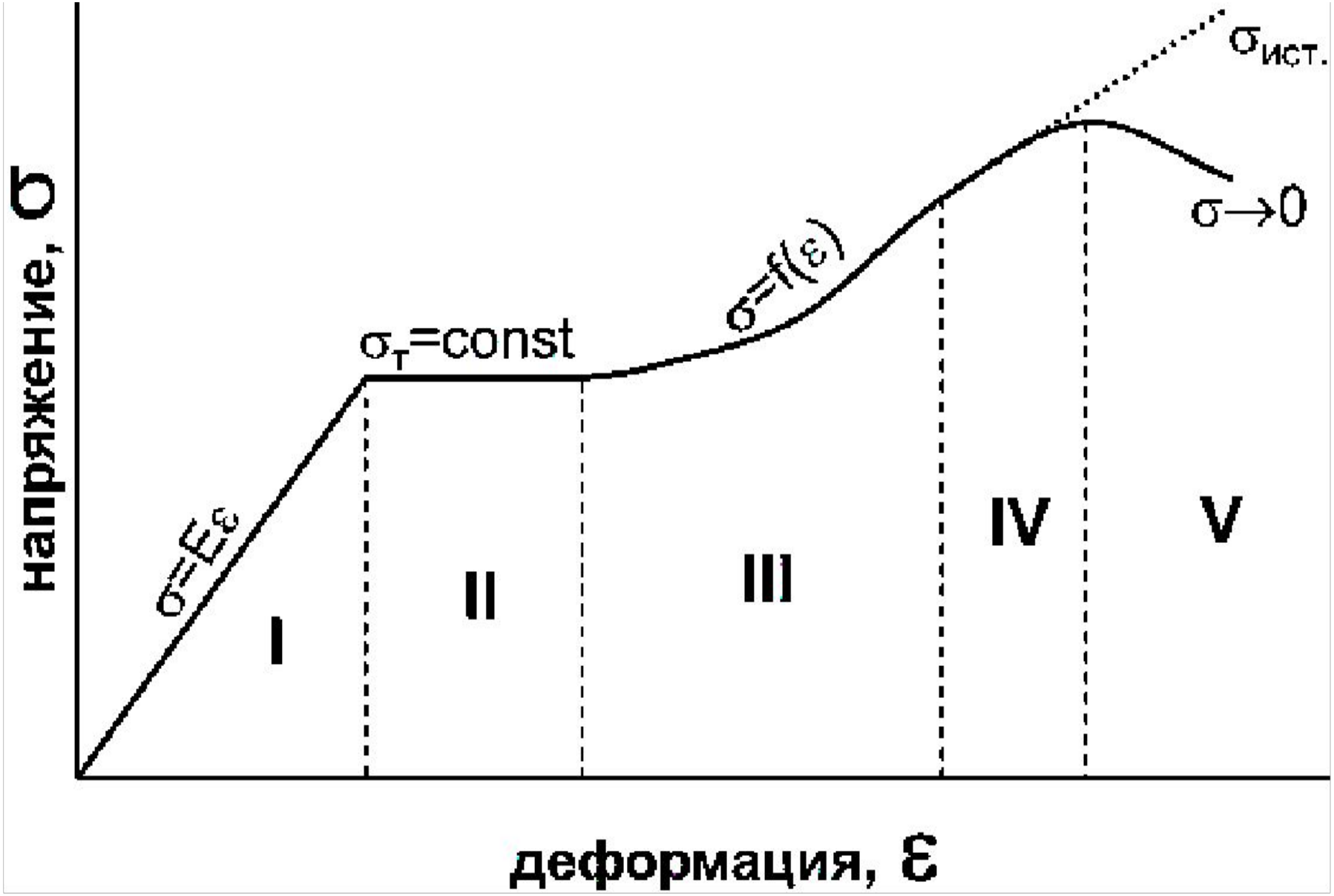


Рис. 5.1. График зависимости «напряжение – деформация» при одноосном растяжении

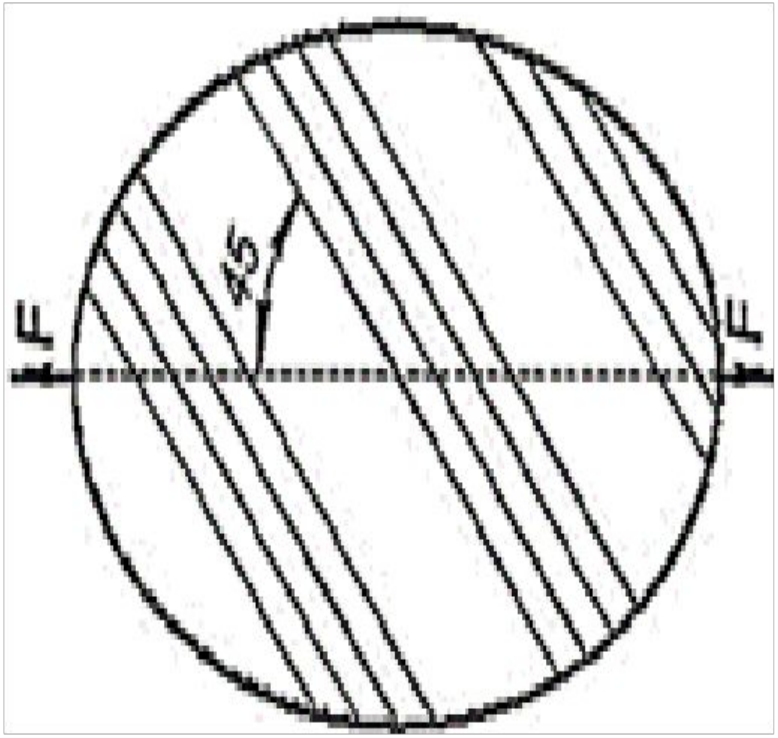


Рис. 5.2. Расположение первичных плоскостей скольжения в монокристалле относительно оси приложенной нагрузки

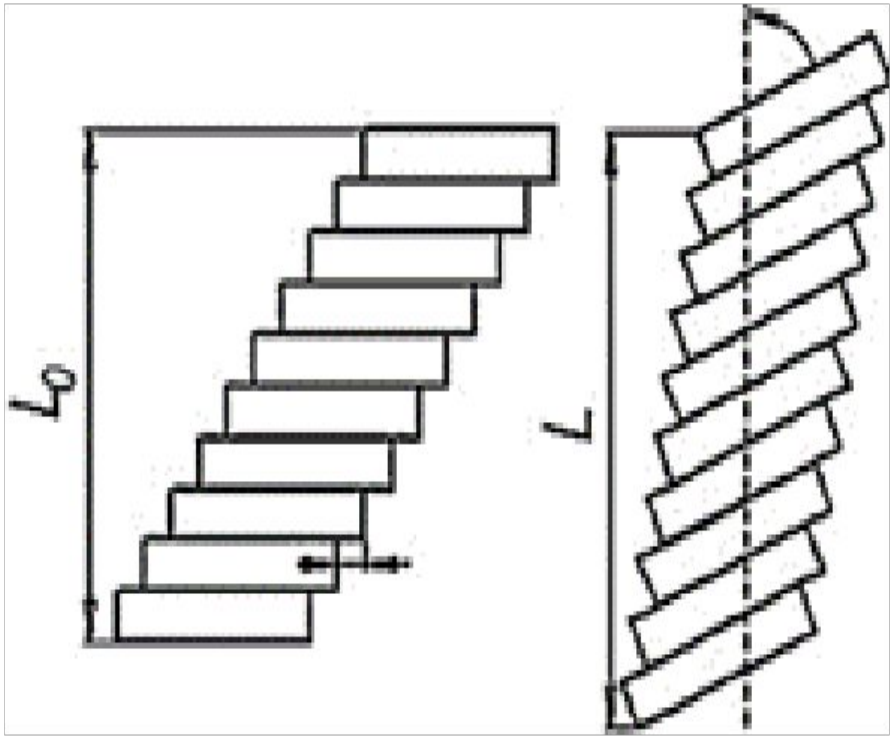


Рис. 5.3. Схема деформации монокристалла

Относительное удлинение $\delta = (\Delta l/l_0)100\%$

Относительное сужение $\psi = (\Delta F/F_0)100\%$

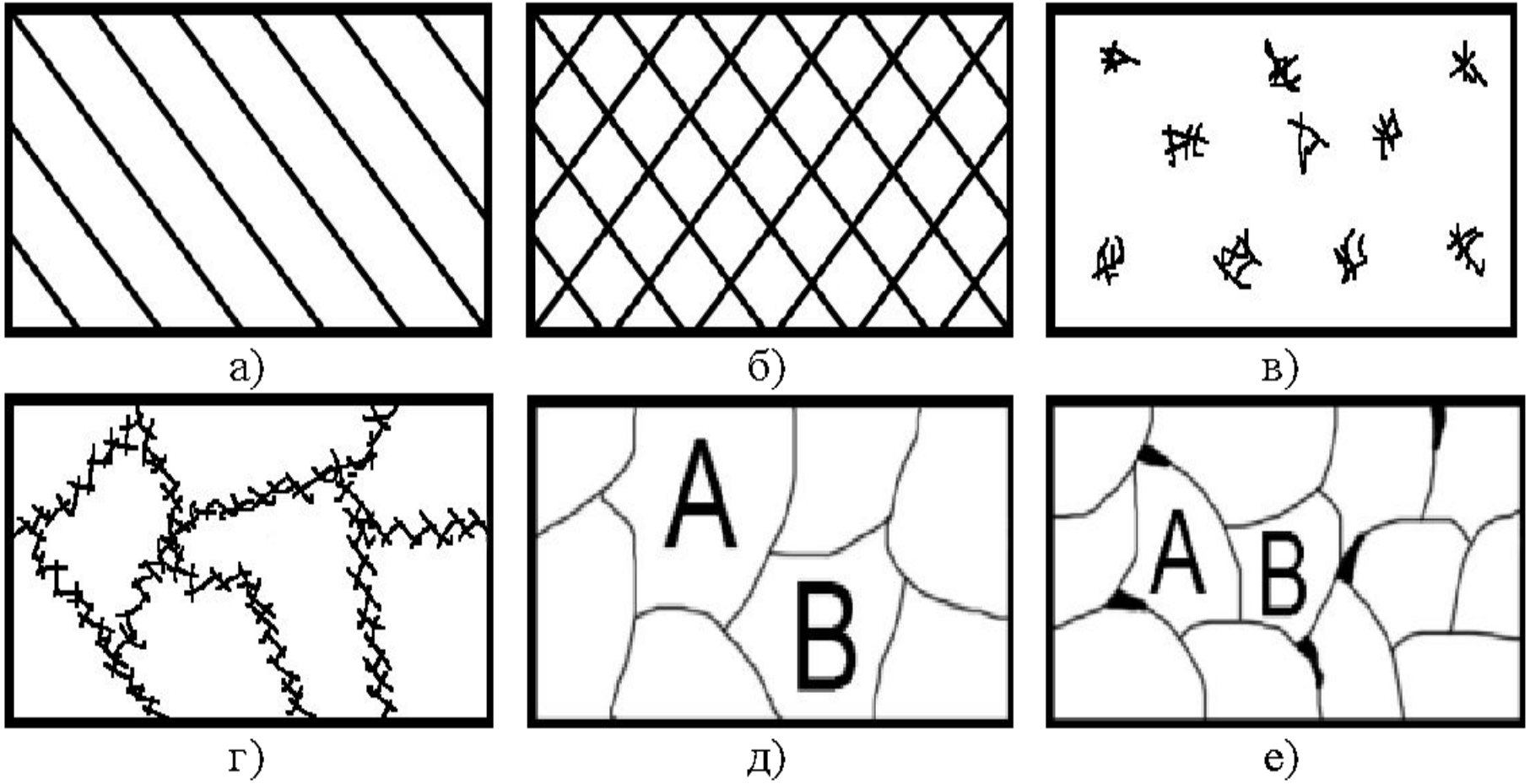
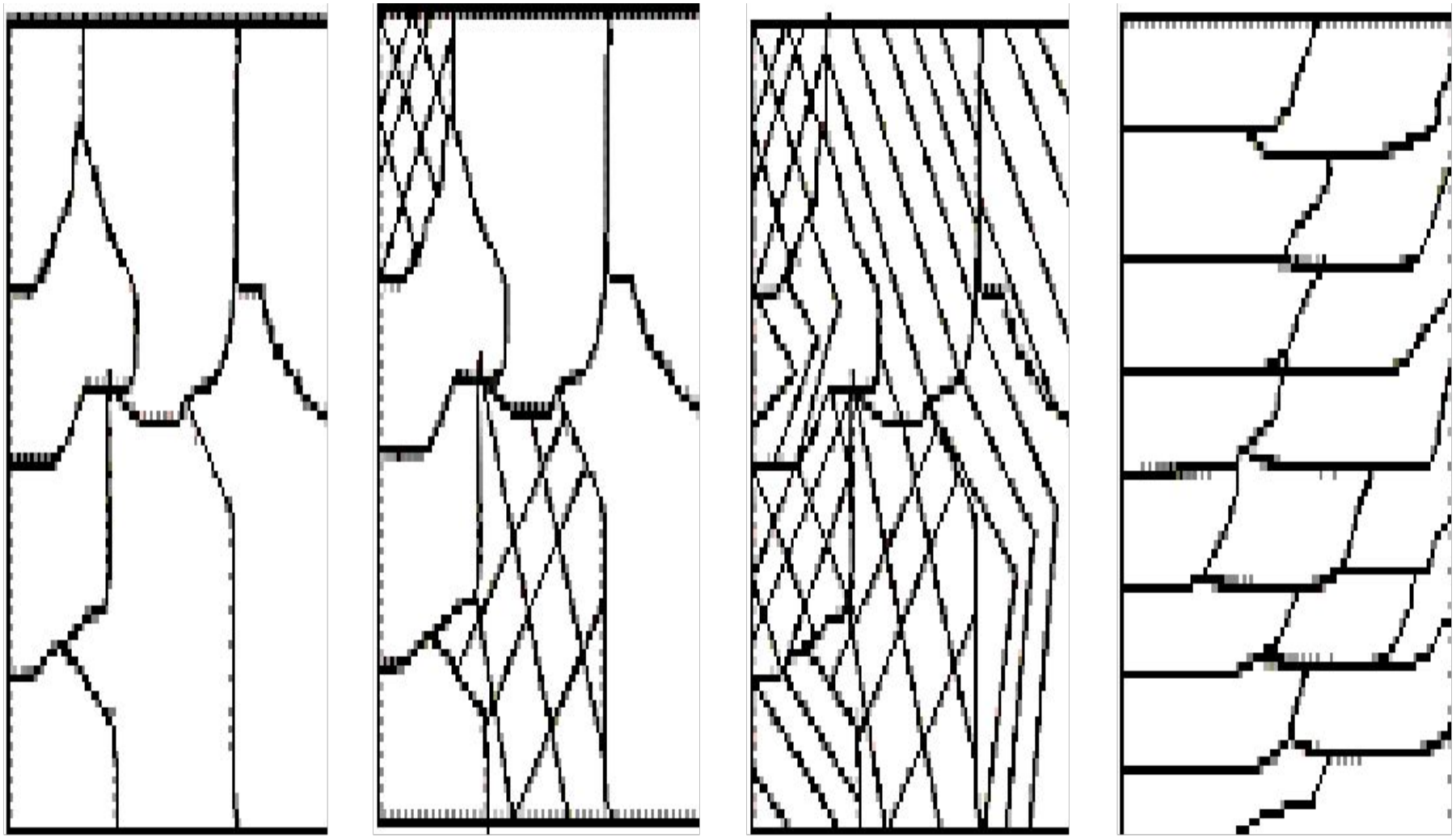


Рис. 5.4. Эволюция дислокационной структуры при ПД: а) стадия единичного, лёгкого скольжения; б) множественное скольжение; в) клубковая дислокационная структура (плотность дислокаций сильно увеличилась); г) ячеистая дислокационная структура (одновременно с размножением дислокаций возможна их аннигиляция);
д) фрагментированная структура, угол разориентировки $\angle AB > 1°$;
е) критическая структура, угол разориентировки $\angle AB \approx 10\text{-}15°$



$\varepsilon = 0$ $\varepsilon = 1\%$ $\varepsilon = 40\%$ $\varepsilon = 80\%$

Рис. 5.5. Формирование текстуры деформации

Рис. 5.6. ПД скольжением

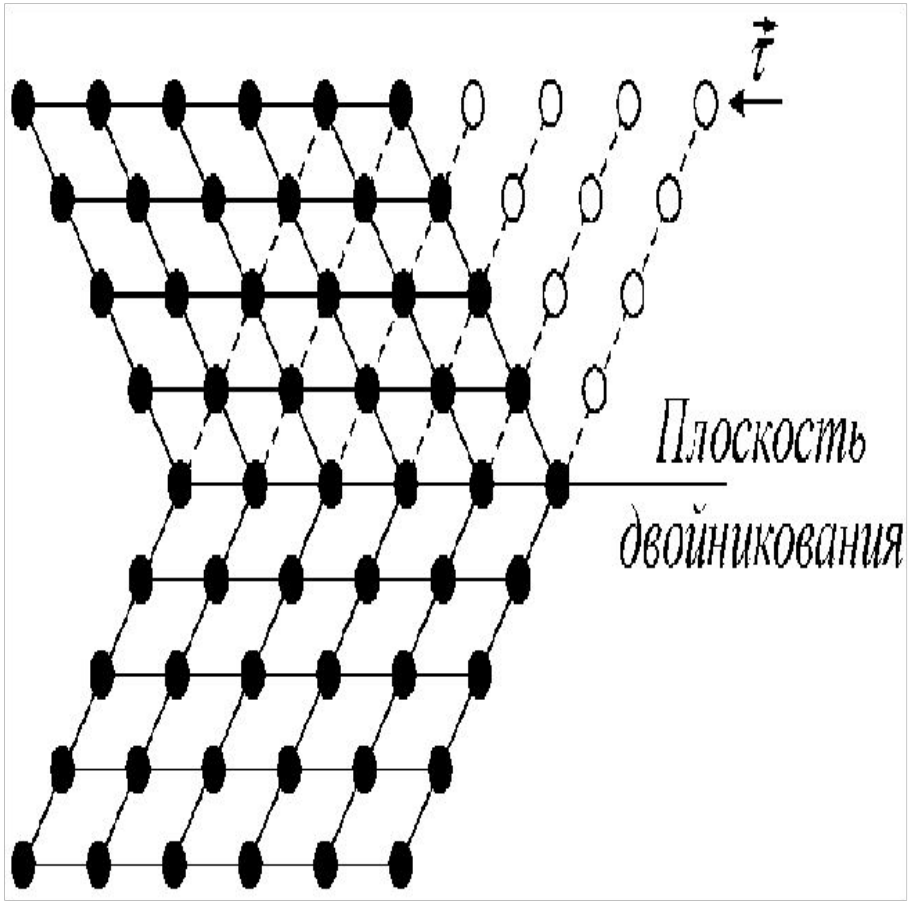


Рис. 5.7. ПД двойникованием

Энергия движущейся дислокации:

$$W_{ДД} = \frac{W_д}{\sqrt{1-\frac{V_{ДД}{}^2}{V_{зв.}{}^2}}}, \text{при } V_{ДД} \rightarrow V_{зв.}, \sqrt{(1-\frac{V_{ДД}}{V_{зв.}})} \rightarrow 0, \Longrightarrow W_{ДД} \rightarrow \infty.$$

где $W_{ДД}$ – энергия движущейся дислокации, w_0 – энергия неподвижной дислокации, $V_{ДД}$ – скорость дислокации, $V_{зв.}$ – скорость звука в кристалле.

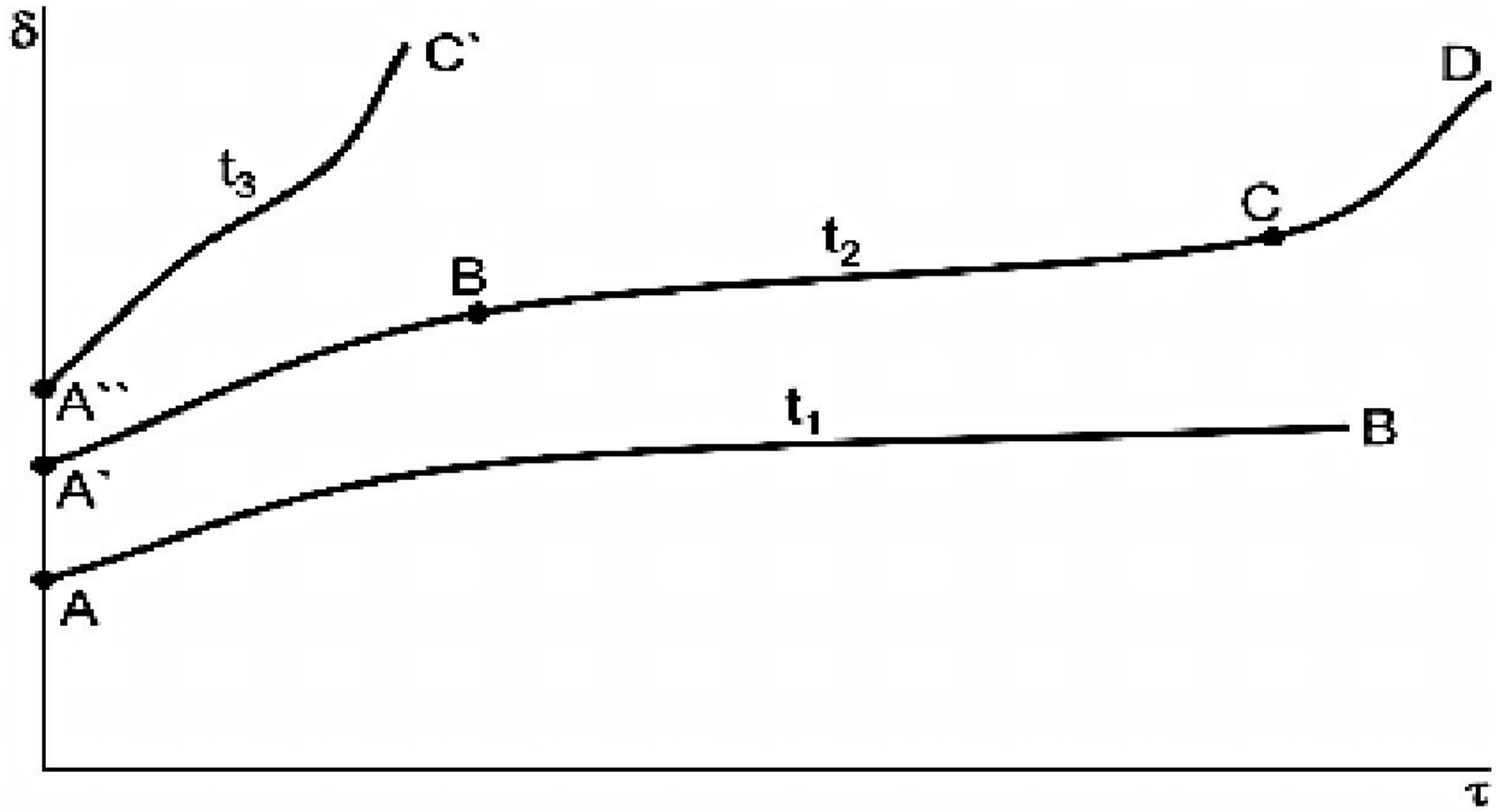


Рис. 5.8. Характер кривых ползучести при температурах $t_1 < t_2 < t_3$

<u>Предел ползучести материала</u> $\sigma^{800}_{1/10000}$ = 100 МПа, что означает: под действием напряжений равных 100 МПа деформация ползучести 1% при температуре 800°С достигается за 10000 ч.

<u>Предел длительной прочности</u> σ^{600}_{100000} = 120 МПа, что означает: под действием напряжений равных 120 МПа при температуре 600°С разрушение произойдёт через 100000 ч.

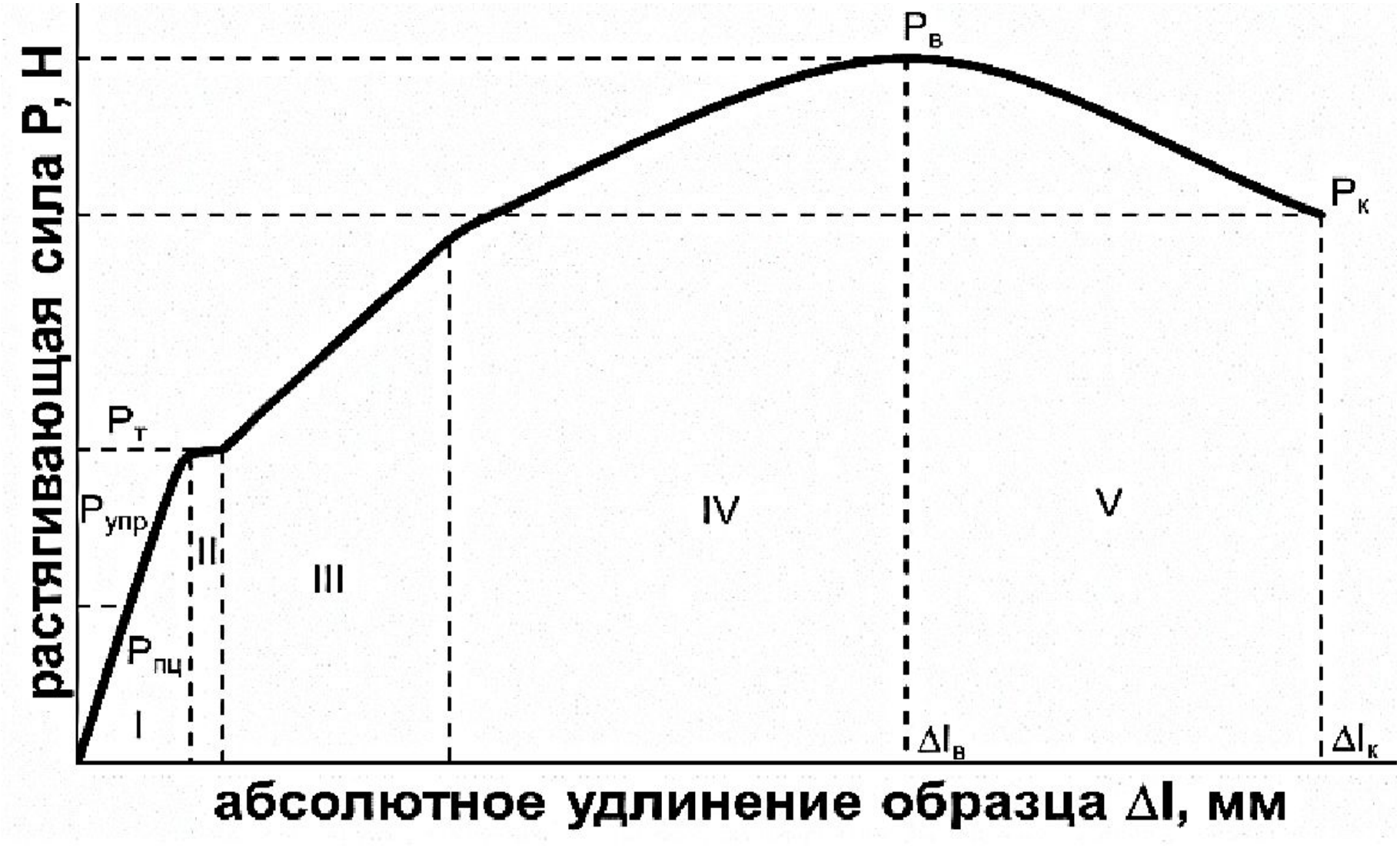


Рис. 6.1. Обобщённая диаграмма растяжения

$\sigma = P/F_0$; $\delta = (\Delta l/l_0) \cdot 100\%$,

где P – растягивающая сила, Н; F_0 – исходная площадь поперечного сечения образца, мм^2; Δl – абсолютное удлинение, мм; l_0 – расчётная длина образца до испытания, мм.

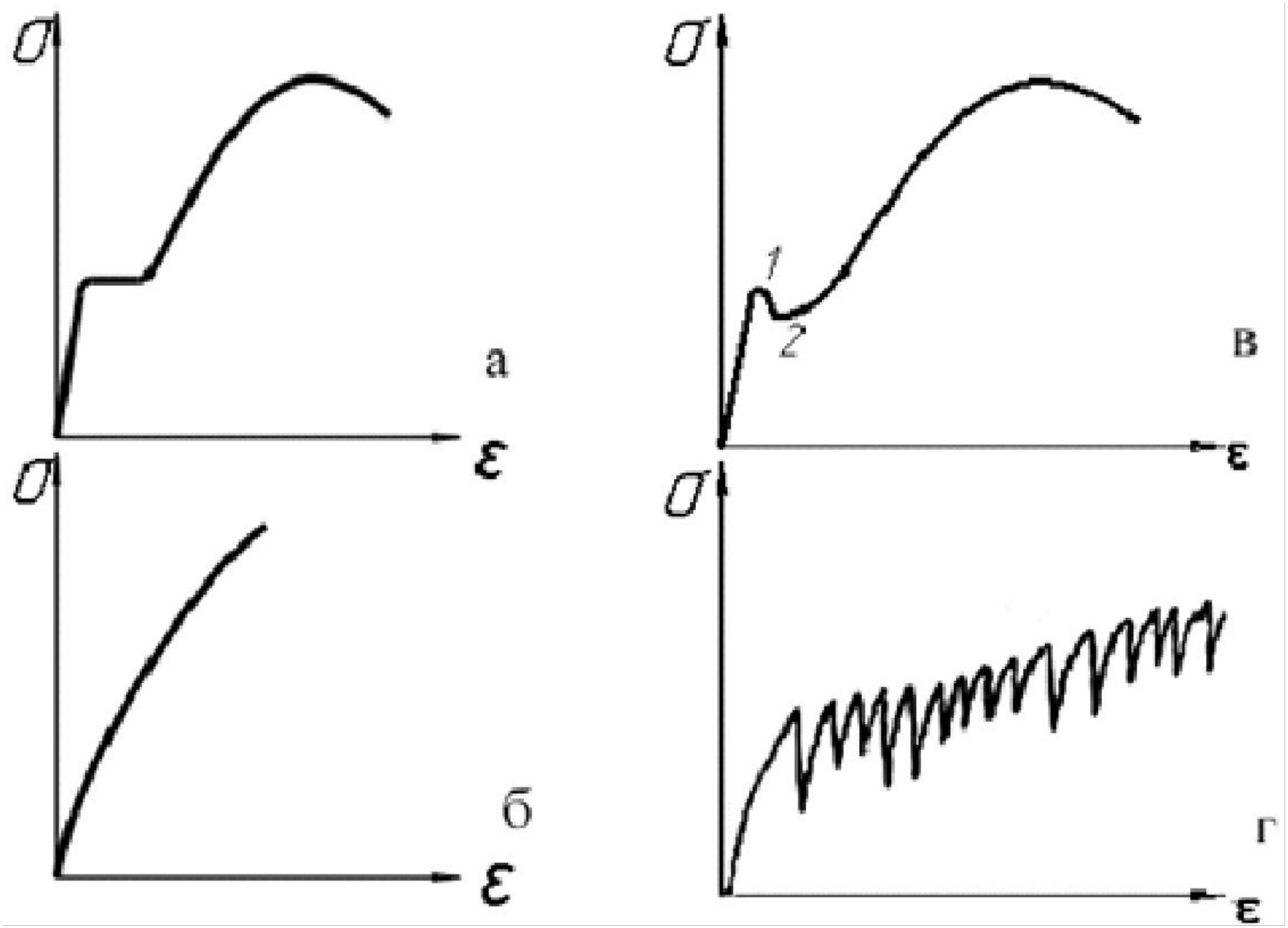


Рис. 6.2. Основные типы диаграмм растяжения

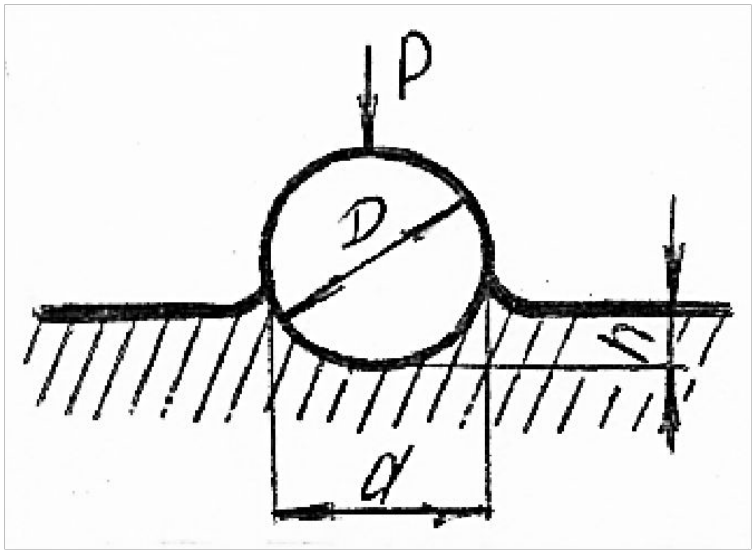


Рис. 6.3. Схема определения твёрдости по Бринеллю

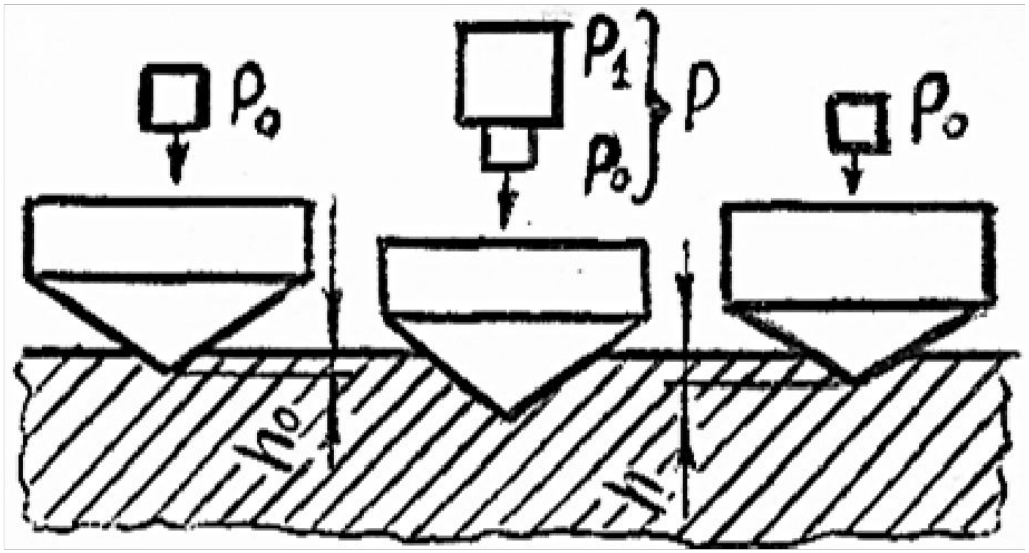


Рис. 6.4. Схема определения твёрдости по Роквеллу алмазным конусом

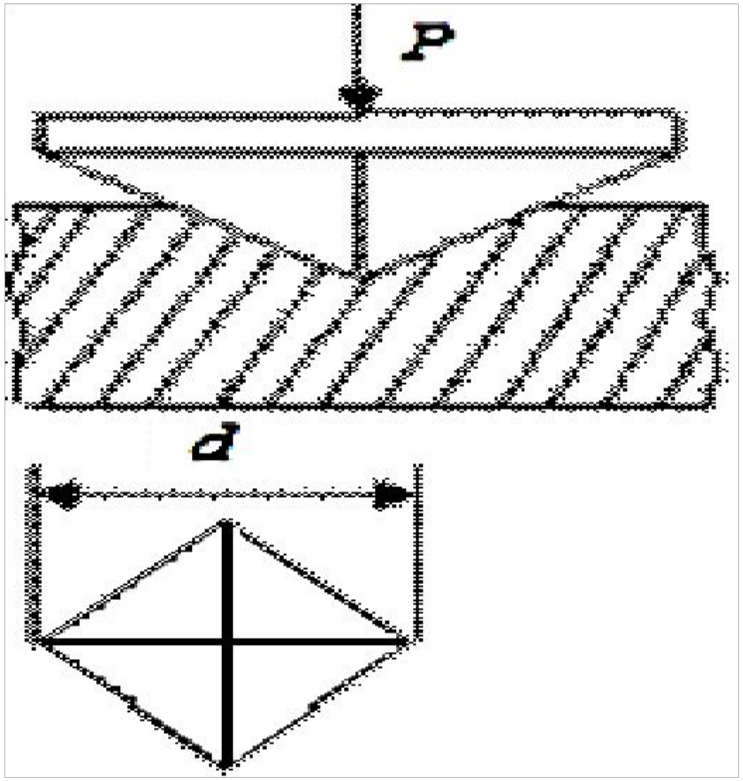


Рис. 6.5. Схема определения твёрдости по Виккерсу

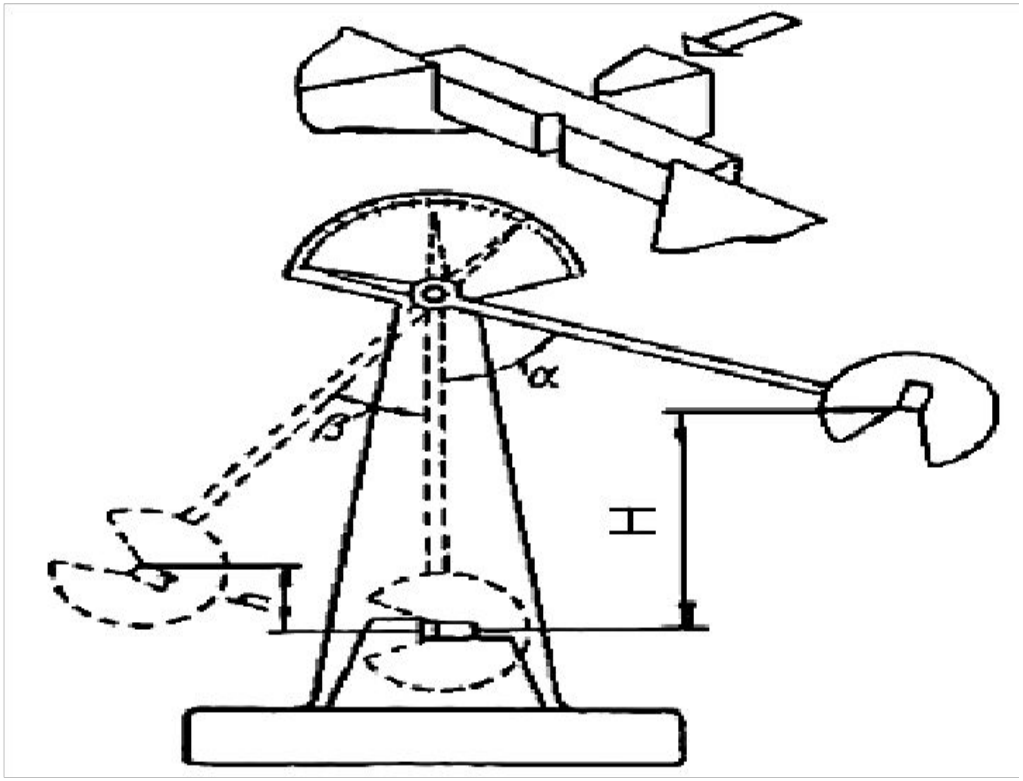


Рис. 6.6. Схема испытания на маятниковом копре

а) б) в)

Рис. 6.7. Вид концентратора напряжений в образцах для динамических испытаний

Ударная вязкость КС = P(H-h)/S,

где P – масса маятника, кг; H, h – высоты подъёма маятника, S – площадь поперечного сечения образца в месте концентратора напряжения, P(H-h) − работа разрушения. Размерность – Дж/см^2; КДж/м^2, обозначается KCU, KCV, КСТ (рис. 8.7). КС − символы ударной вязкости, T, V, U – обозначения видов надреза.

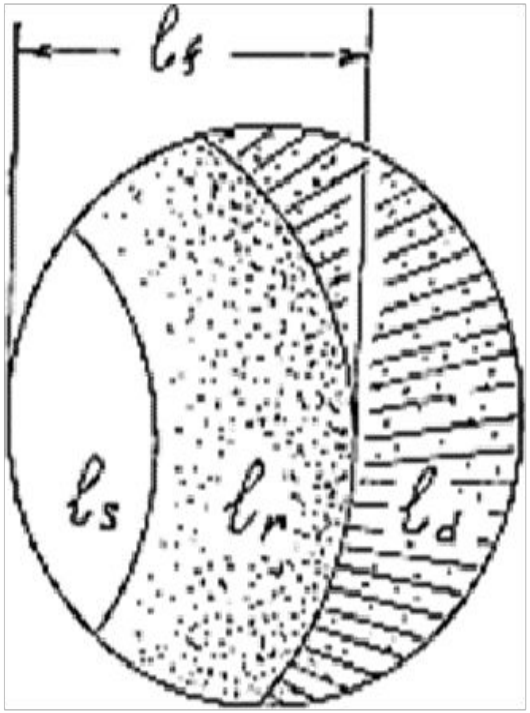


Рис. 6.8. Усталостный излом и его 3 характерные зоны

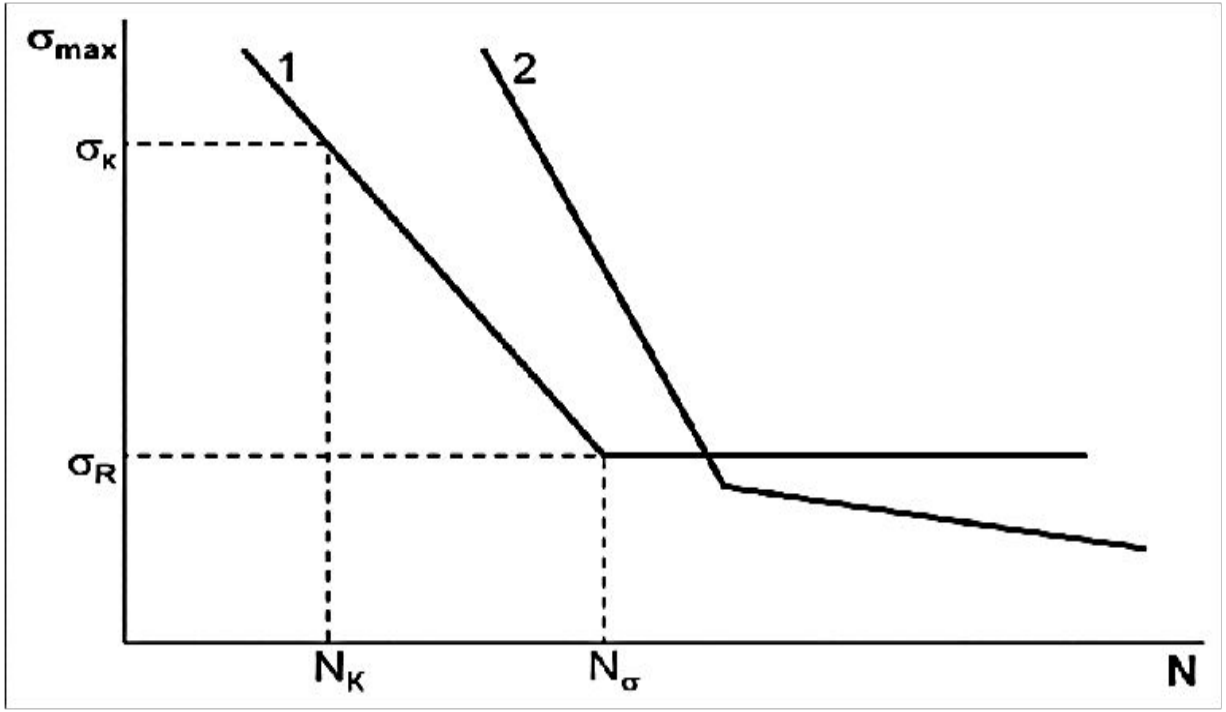


Рис. 6.9. Кривые усталости с горизонтальным участком (1) и без него (2).

$\sigma_к$ – ограниченный предел выносливости – напряжение цикла, при котором материал разрушается за конечное число циклов $N_к$;

σ_R – физический предел выносливости – напряжение цикла, выдерживаемое материалом без разрушения за неограниченное или базовое число циклов N_σ

Критическое напряжение сдвига для дислокаций является температурно-зависимой величиной и учитывает вклад в упрочнение следующих факторов:

$\tau_0 = \tau_р + \tau_л + \tau_{пр} + \tau_г + \tau_v + \tau_{гр}$,

где

$\tau_р$ – обусловлен силами трения КР (Пайерса-Набарро), имеющими периодическую зависимость;

$\tau_л$ – обусловлен взаимодействием единичной движущейся дислокации с «лесом» дислокаций;

$\tau_{пр}$ – обусловлен взаимодействием дислокаций с примесными атомами;

$\tau_г$ – обусловлен взаимодействием дислокаций с частицами вторичной фазы (дисперсионное упрочнение);

τ_v – обусловлен взаимодействием дислокаций с вакансиями.

$\tau_{гр}$ – обусловлен взаимодействием дислокаций с границами и субграницами зёрен.

Формула Тейлора для стадии линейного упрочнения (множественного скольжения):

$$\tau = \alpha G b \eta \sqrt{\rho},$$

где α – коэффициент взаимодействия дислокаций; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; η – параметр, учитывающий неоднородность в распределении дислокаций; ρ – плотность дислокаций.

Зависимость твёрдорастворного упрочнения:

$$\tau_{пр} = \alpha U^n C^m,$$

где τ – напряжение течения; α – коэффициент, зависящий от типа дислокации, U – энергия взаимодействия «дислокация – примесный атом»,

C – усреднённая концентрация легирующих элементов. Показатели степени m и n в различных теориях, предлагающих физические модели движения дислокации в поле точечных препятствий, принимают следующие значения: m = 1/2, 1 или 2/3; n = 2/3, 4/3.

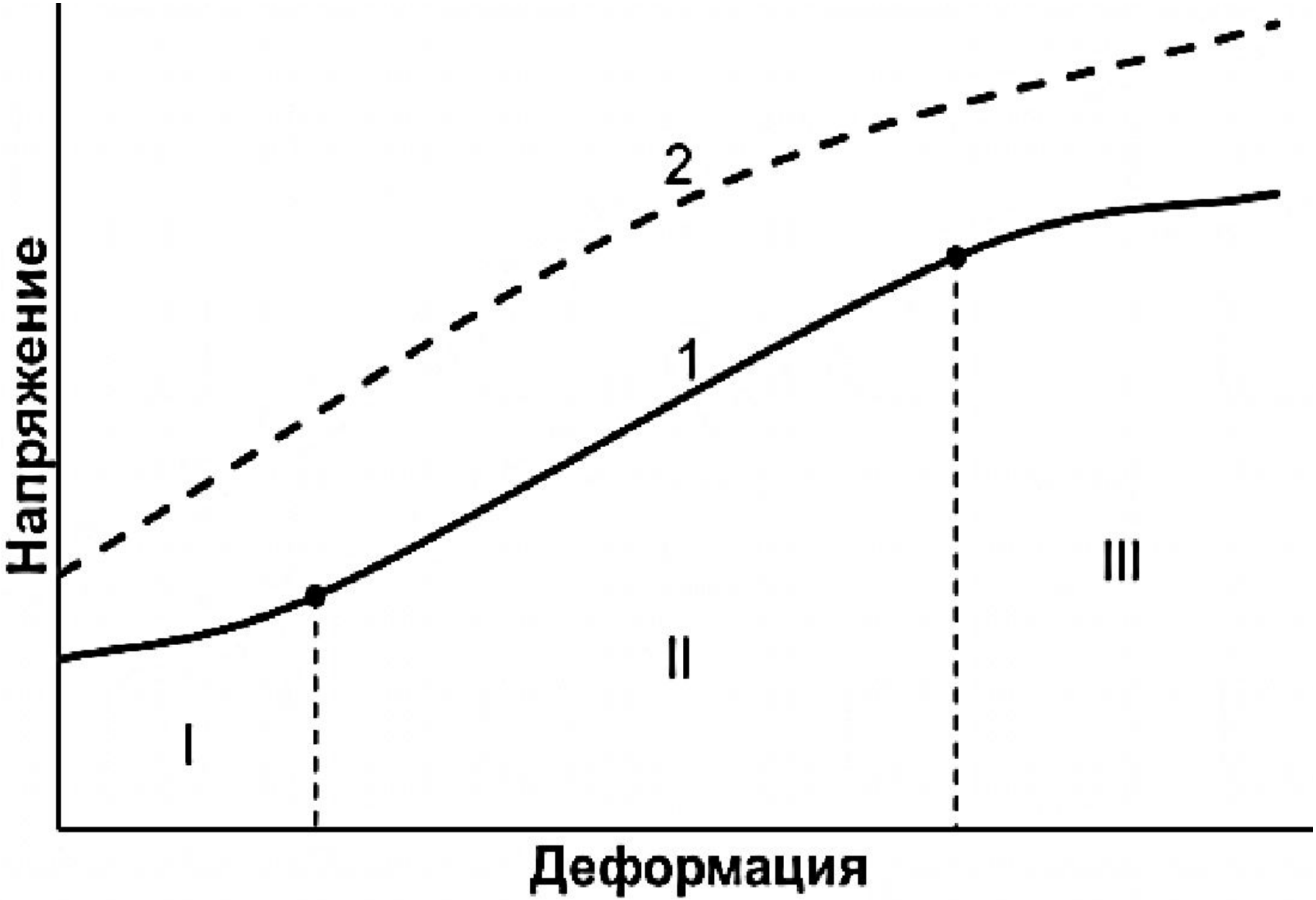
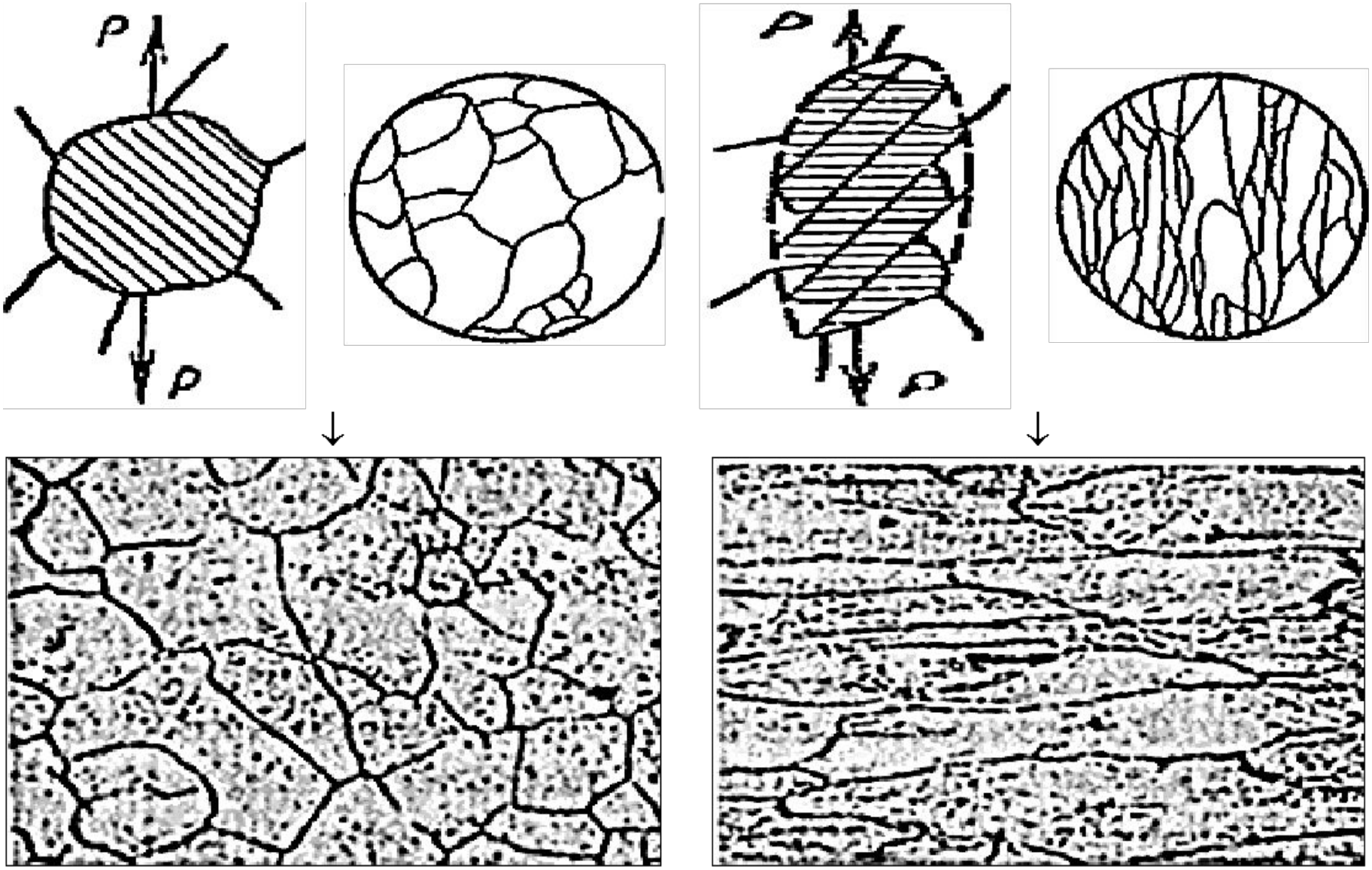


Рис. 8.1. Кривая деформационного упрочнения моно- и поликристалла с ГЦК-решёткой: 1 – монокристалл; 2 – поликристалл



(а) (б)

Рис. 8.2. Изменение формы зерна Fe в результате скольжения:
а – схема и микроструктура металла до деформации;
б – схема и микроструктура металла после деформации

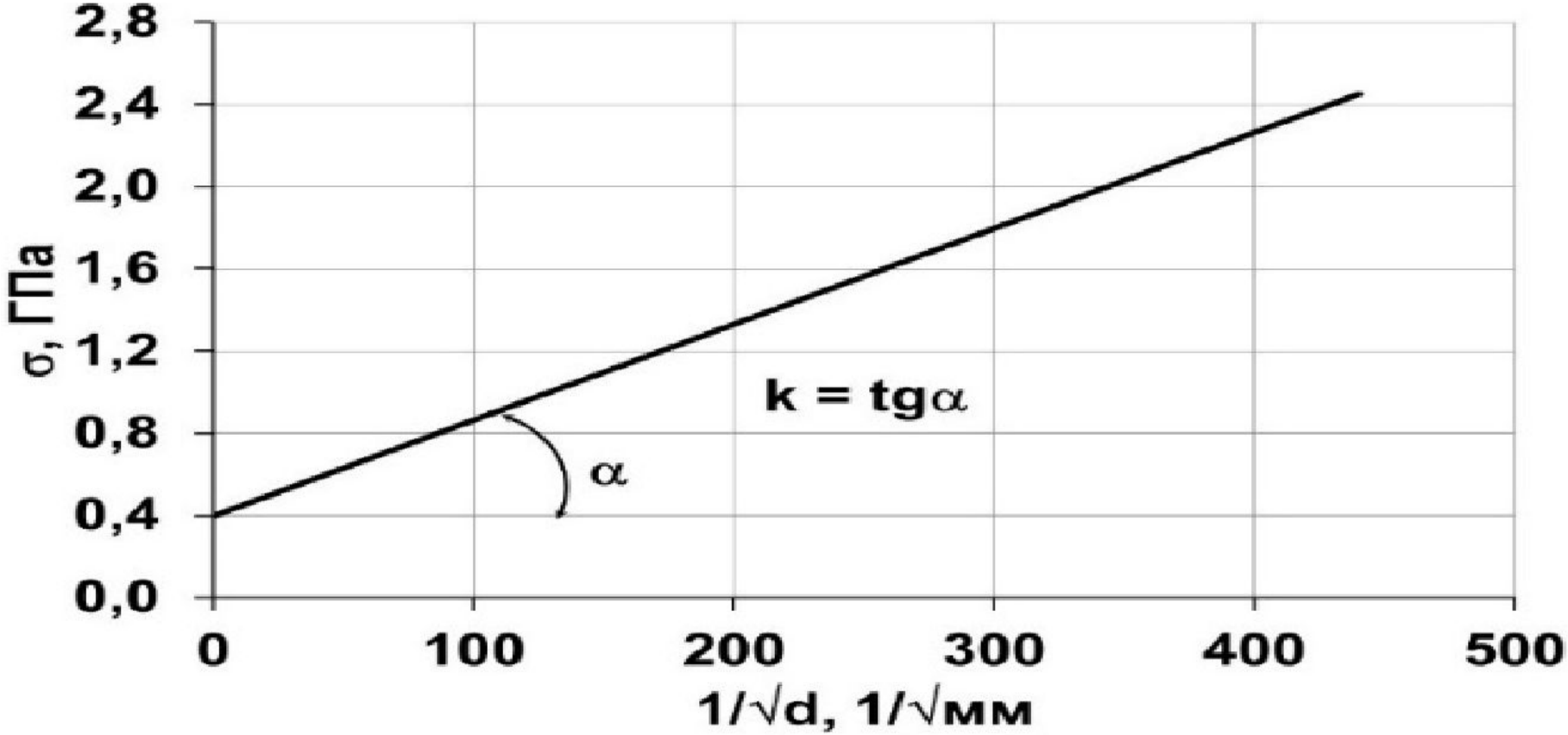


Рис. 8.3 Зависимость Холла-Петча ($\sigma_т$ от размера зерна $\frac{1}{\sqrt{d}}$)

$$H_v(\sigma_т) = H_0(\sigma_0) + \frac{k}{\sqrt{d}},$$

где H_v – твёрдость материала; $\sigma_т$ – предел текучести; H_0 – твёрдость тела зерна; σ_0 – напряжение течения в отдельно взятом зерне, обусловленное всеми видами взаимодействия в нём дислокаций (напряжение начала движения дислокации); d – диаметр зерна; k – константа, учитывающая влияние структуры границ зёрен и определяемая экспериментально по графику зависимости $\sigma_т = f(\frac{1}{\sqrt{d}})$

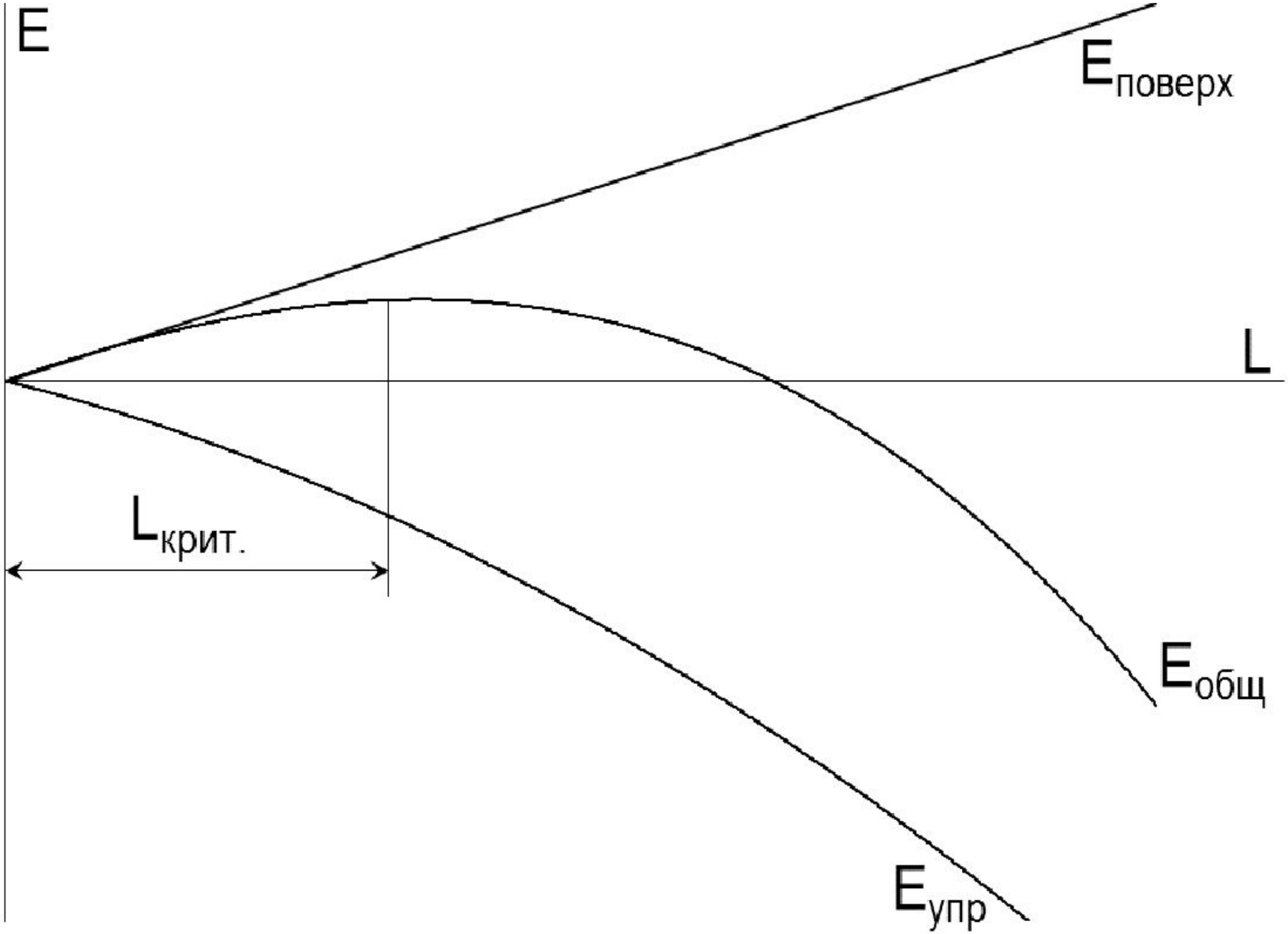
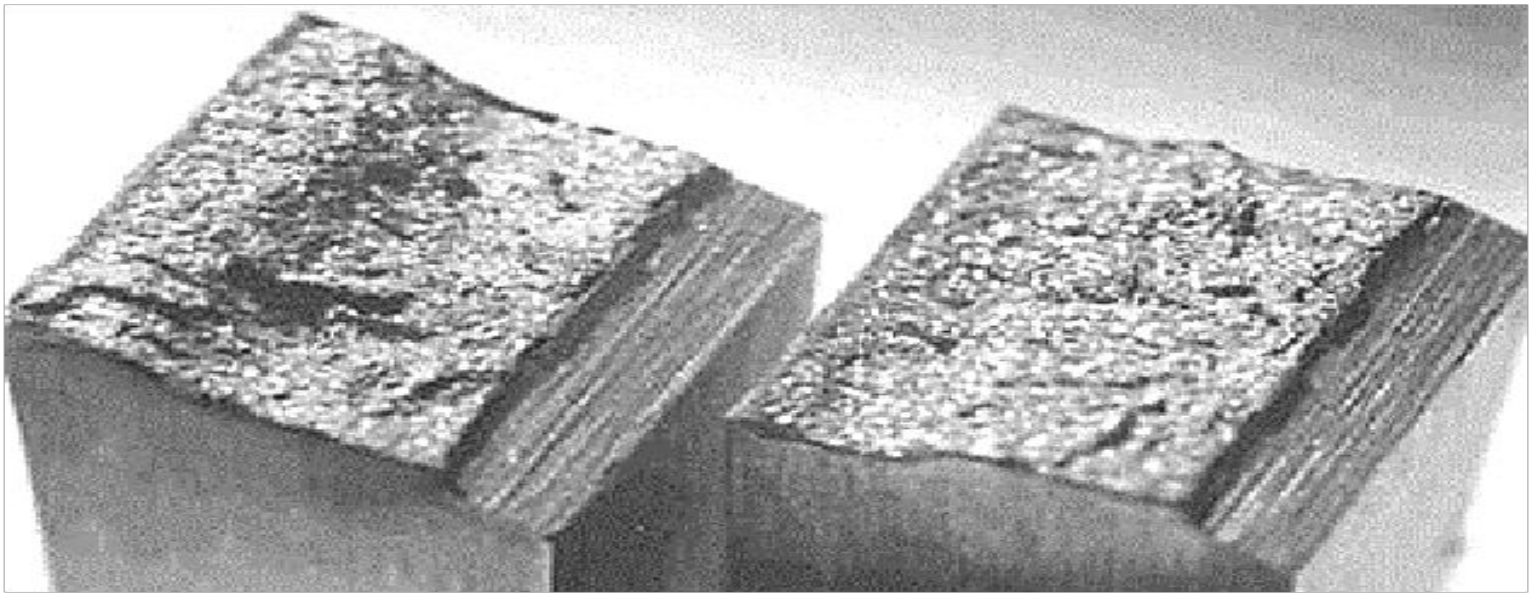
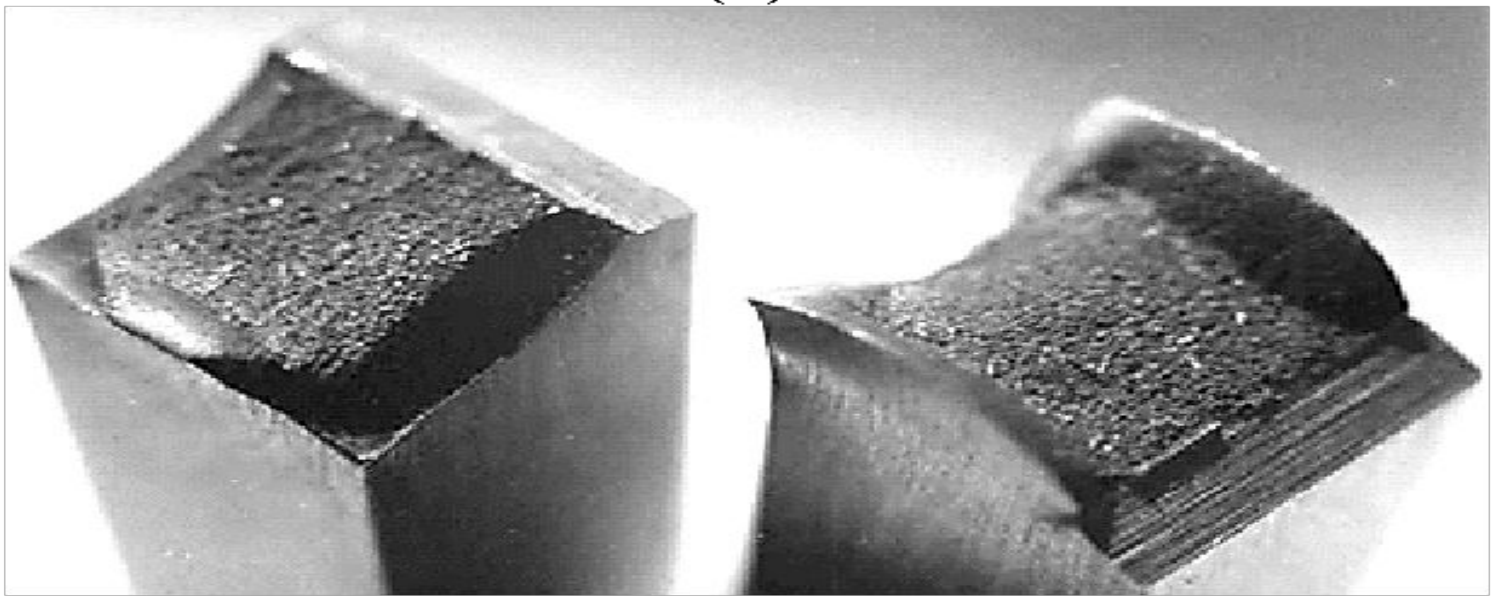


Рис. 9.1. Изменение энергии системы при росте трещины



(а)



(б)

9.2. Общий вид хрупкого (а) и вязкого (б) изломов

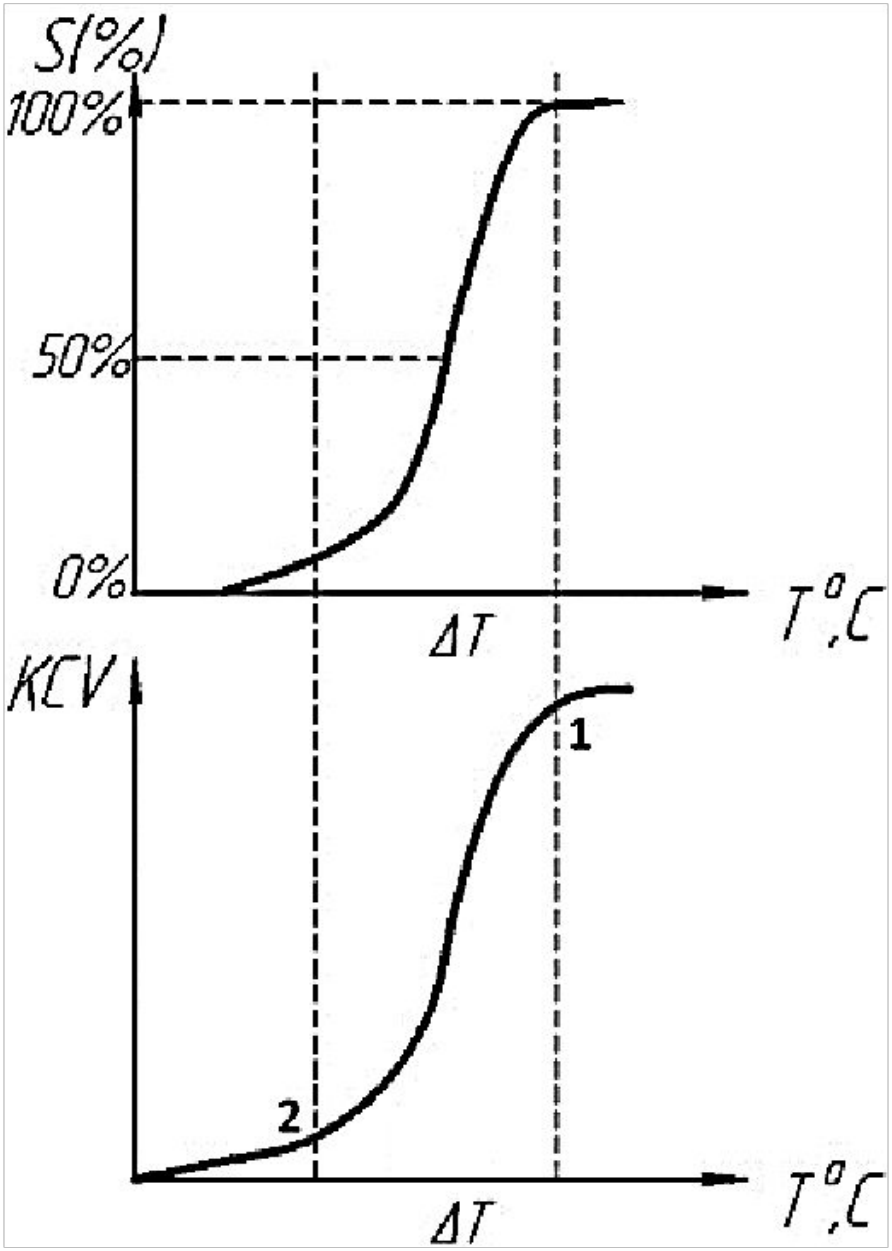


Рис. 9.3. Зависимость площади вязкого излома и коэффициента ударной вязкости от температуры испытаний

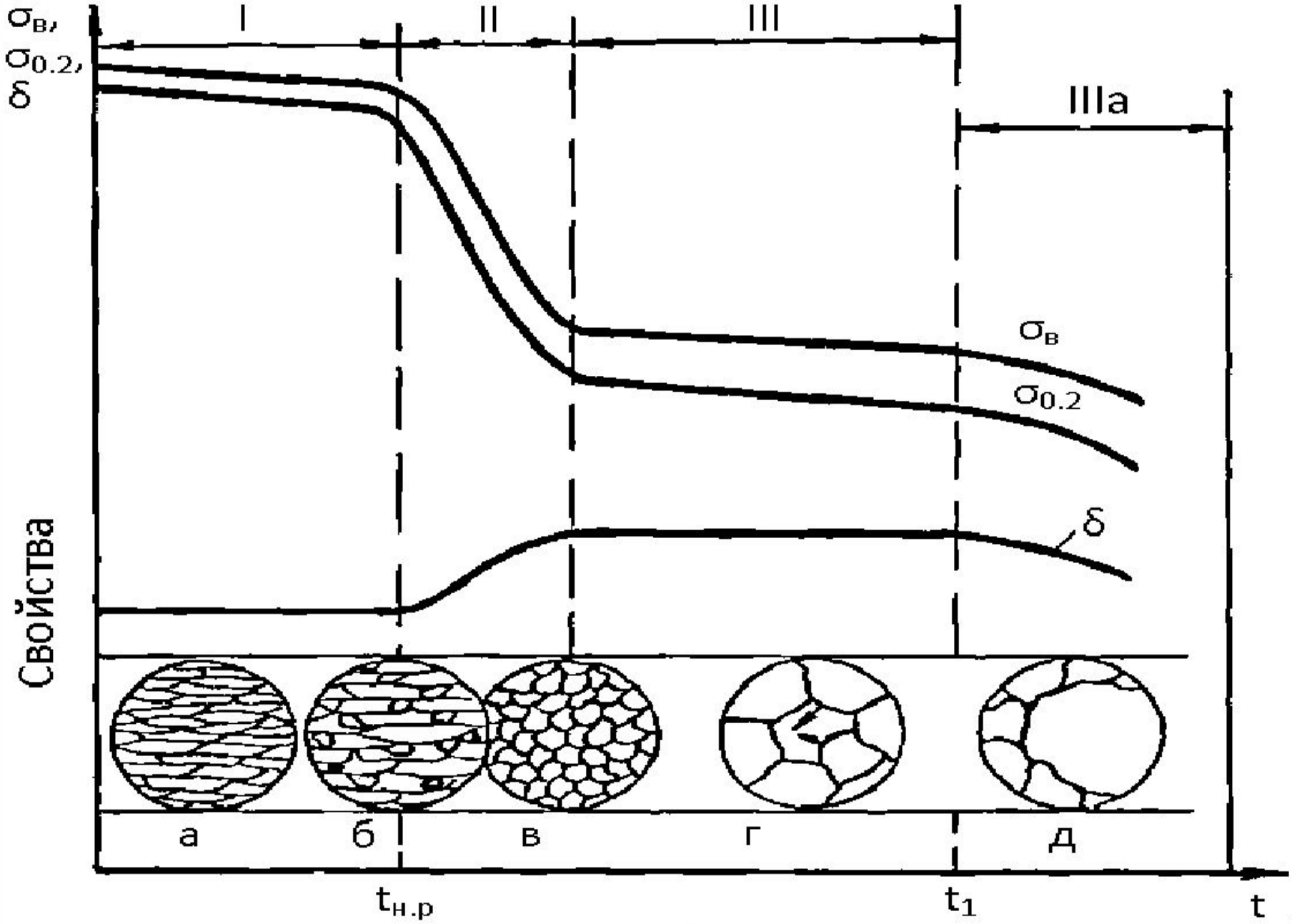


Рис. 10.1. Влияние нагрева деформированного металла на механические свойства

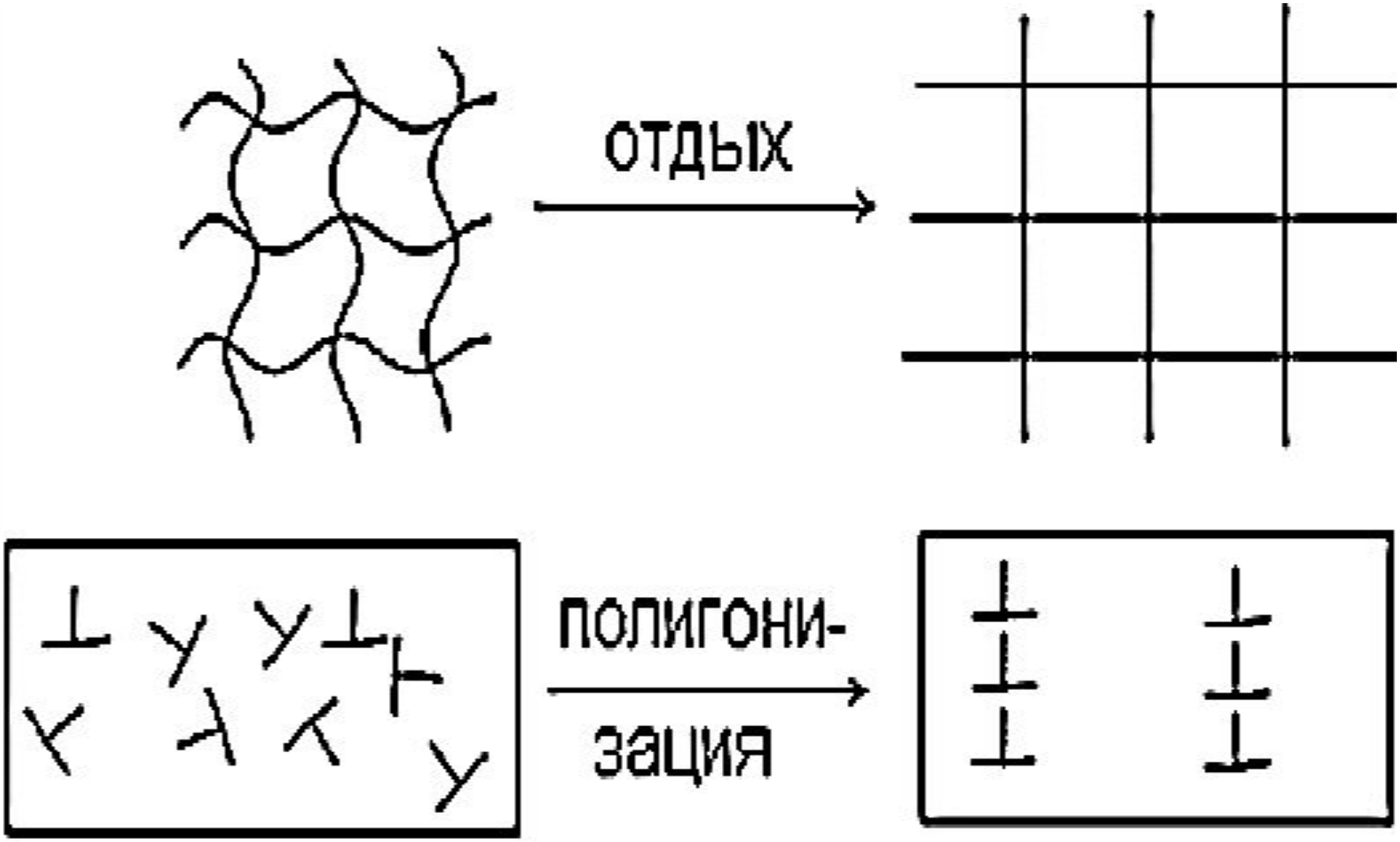


Рис. 10.2. Изменения тонкой структуры в процессе возврата

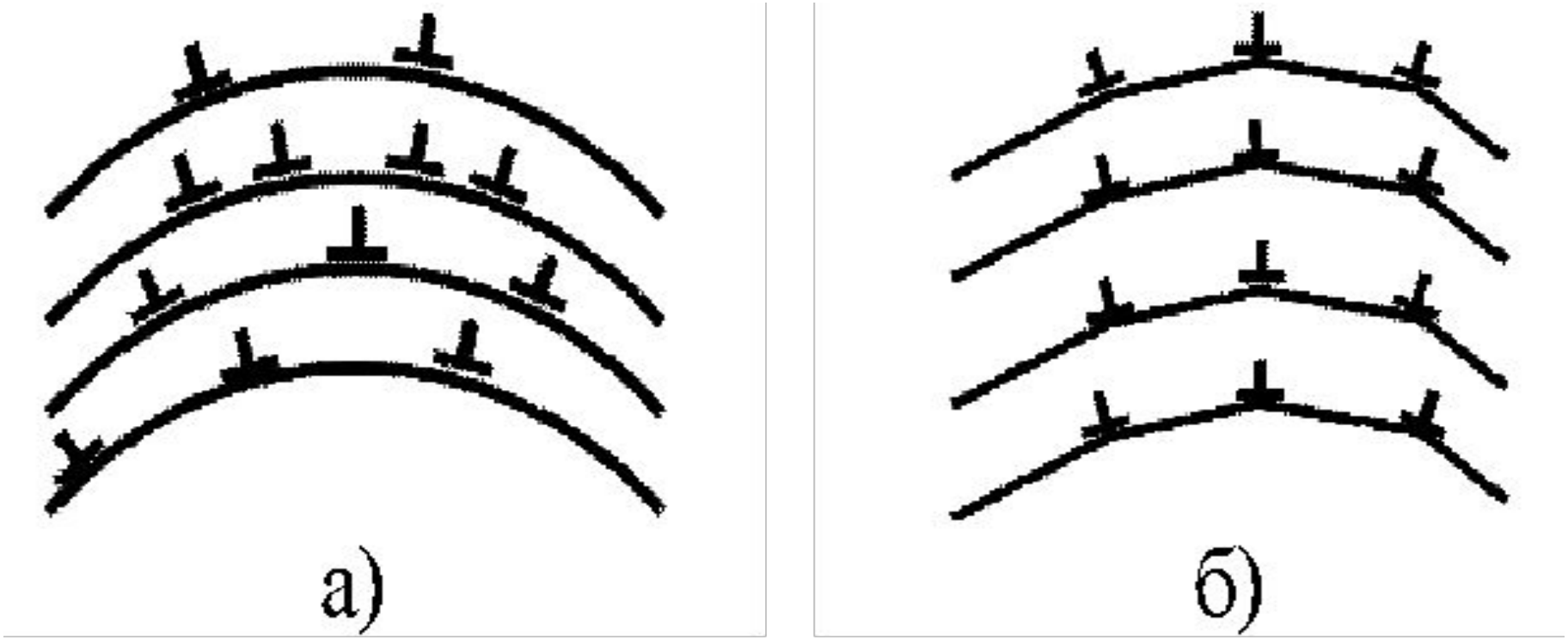


Рис. 10.3. Схема полигонизации:

а – хаотическое расположение краевых дислокаций в деформированном металле; б – дислокационные стенки после полигонизации

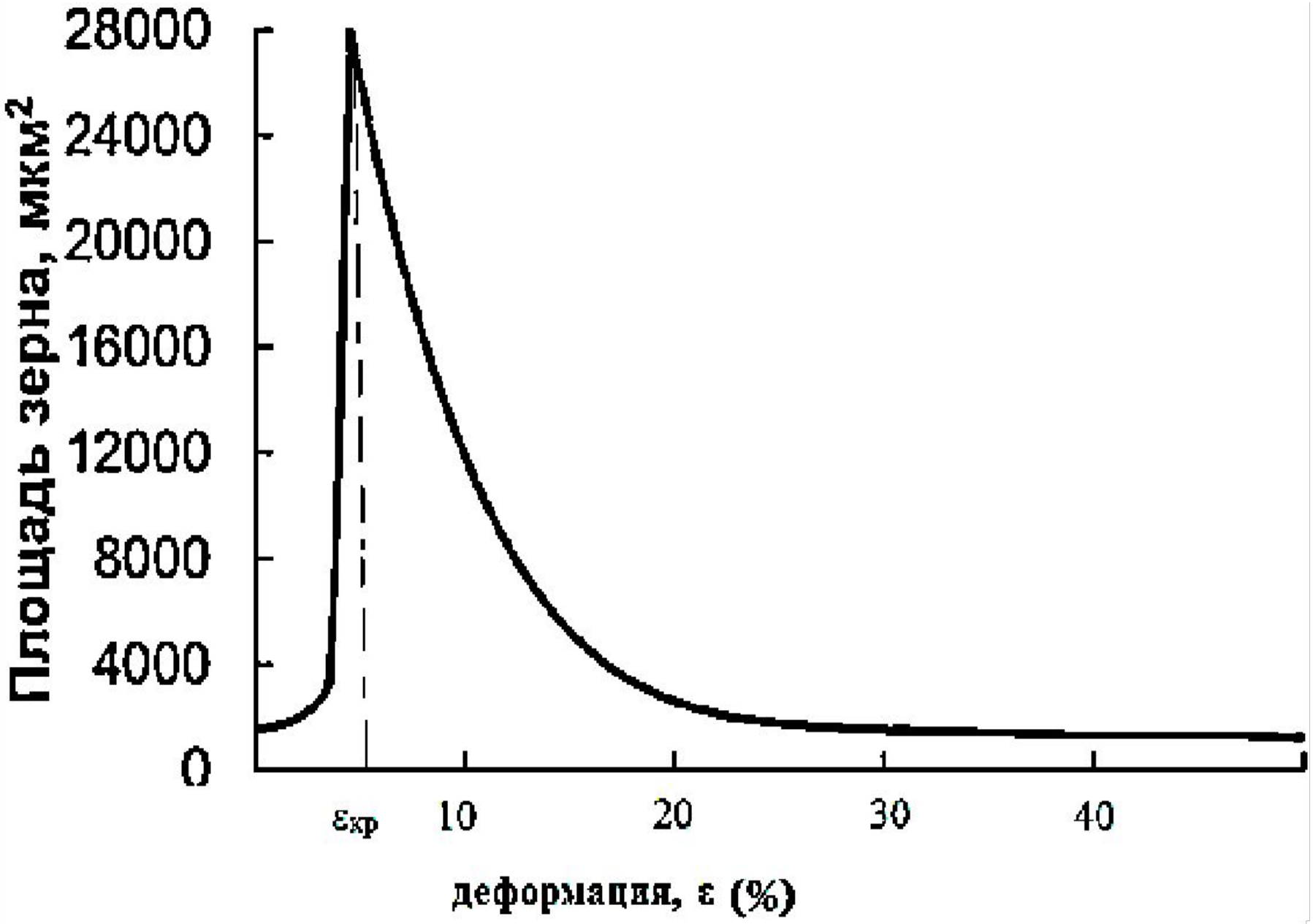


Рис. 10.4. Влияние предварительной степени деформации металла на величину зерна после рекристаллизации

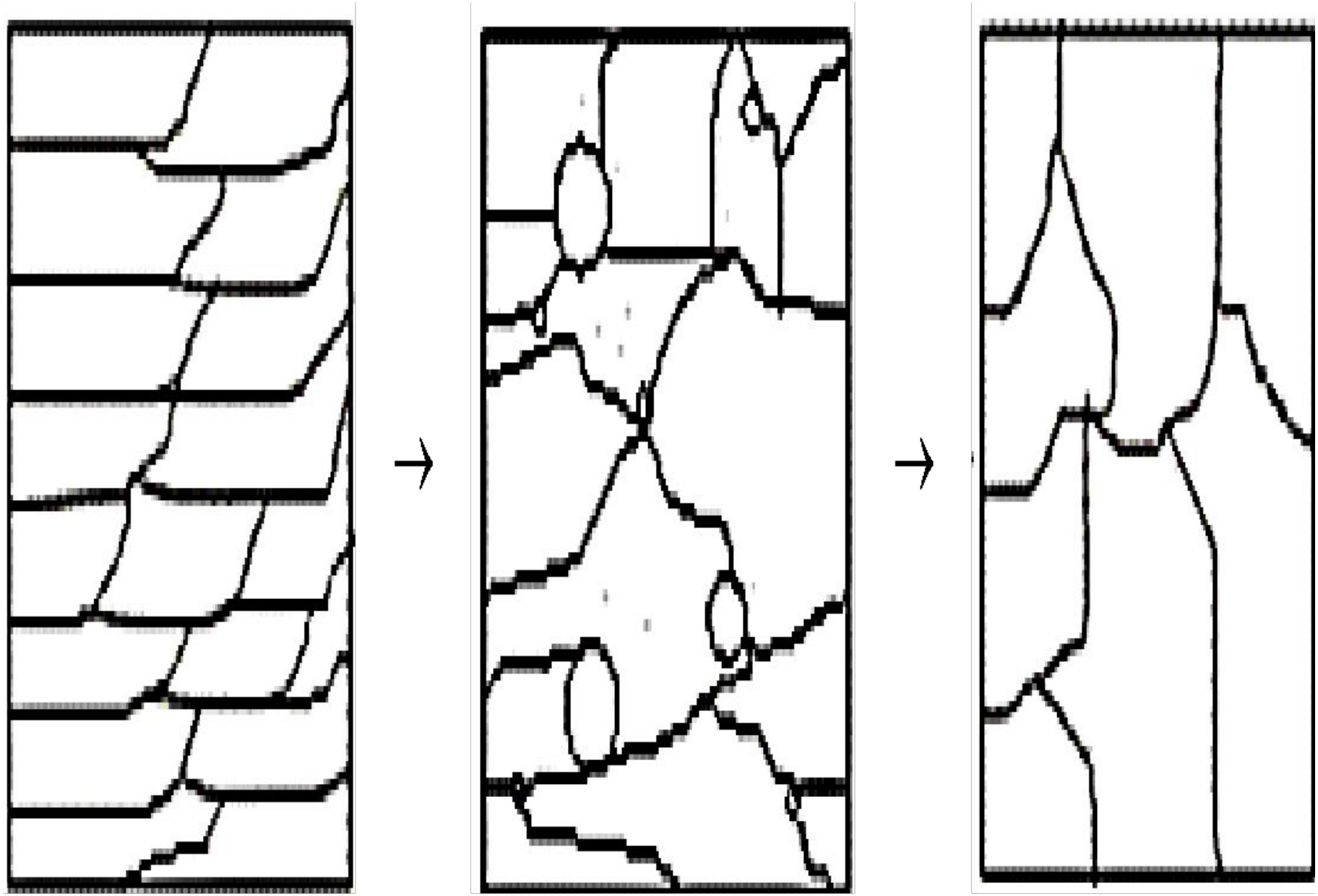


Рис. 10.5. Изменения структуры в процессе первичной рекристаллизации

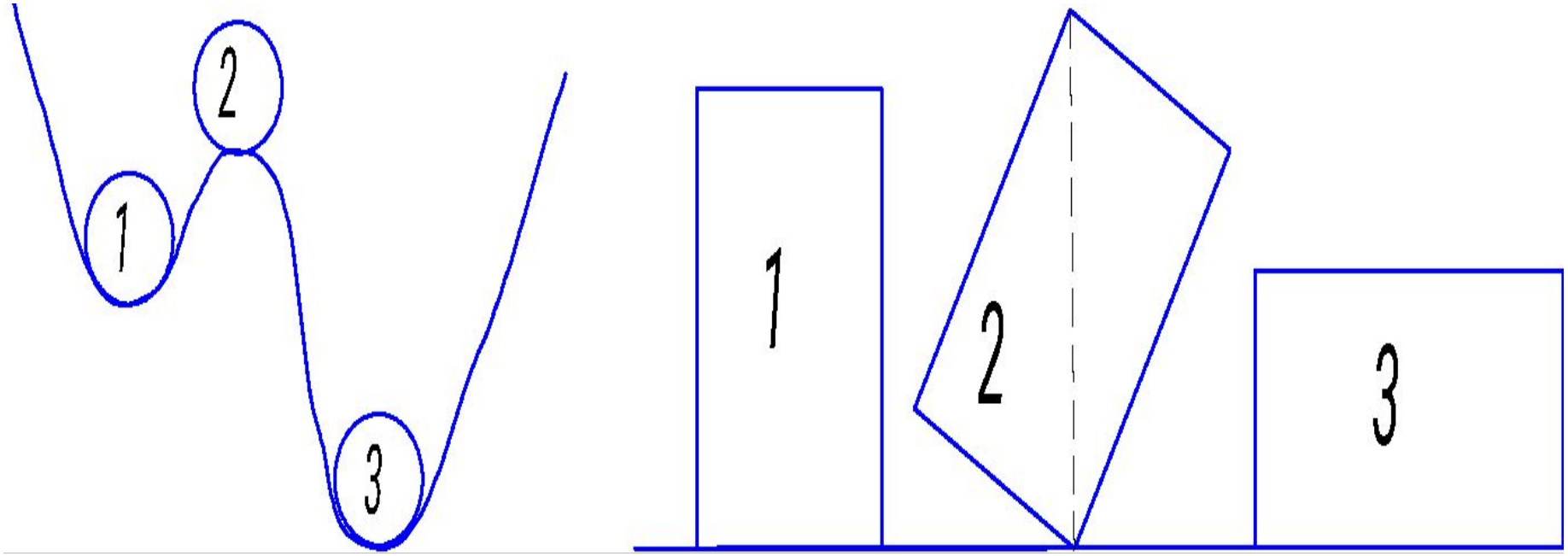


Рис. 11.1. Упрощённые аналогии равновесия механических систем:
1 – метастабильное (псевдоустойчивое), 2 – лабильное (неустойчивое),
3 – устойчивое

Свободная энергия Гельмгольца $F = U - TS$,

Термодинамический потенциал (свободная энергия Гиббса, изобарно-изотермический потенциал) $G = F + PV$,

отнесённые к г/моль или г/атому вещества.

где U – внутренняя энергия системы – Σ кинетической энергии теплового движения частиц и потенциальной энергии их взаимодействия друг с другом; T – абсолютная температура, S – энтропия, функция состояния термодинамической системы, определяющая меру необратимого рассеяния энергии, иначе – мера неупорядоченности системы; P – давление, V – объём.

Правило фаз Гиббса: число степеней свободы $С = К + П - Ф \rightarrow С = К + 1 - Ф$.

$\Delta G = -\Delta GV + \Delta G_{пов} + \Delta G_{деф}$

где ΔG – общее изменение энергии Гиббса в системе;

ΔGV – уменьшение энергии при образовании объёма зародыша новой фазы;

$\Delta G_{пов}$ – увеличение энергии за счет образования поверхности раздела между зародышем новой и исходной фазы;

$\Delta G_{деф}$ – увеличение энергии за счет упругой деформации матрицы вблизи зародыша.

Для начала превращения необходимо, чтобы $\Delta GV > \Delta G_{пов} + \Delta G_{деф}$.

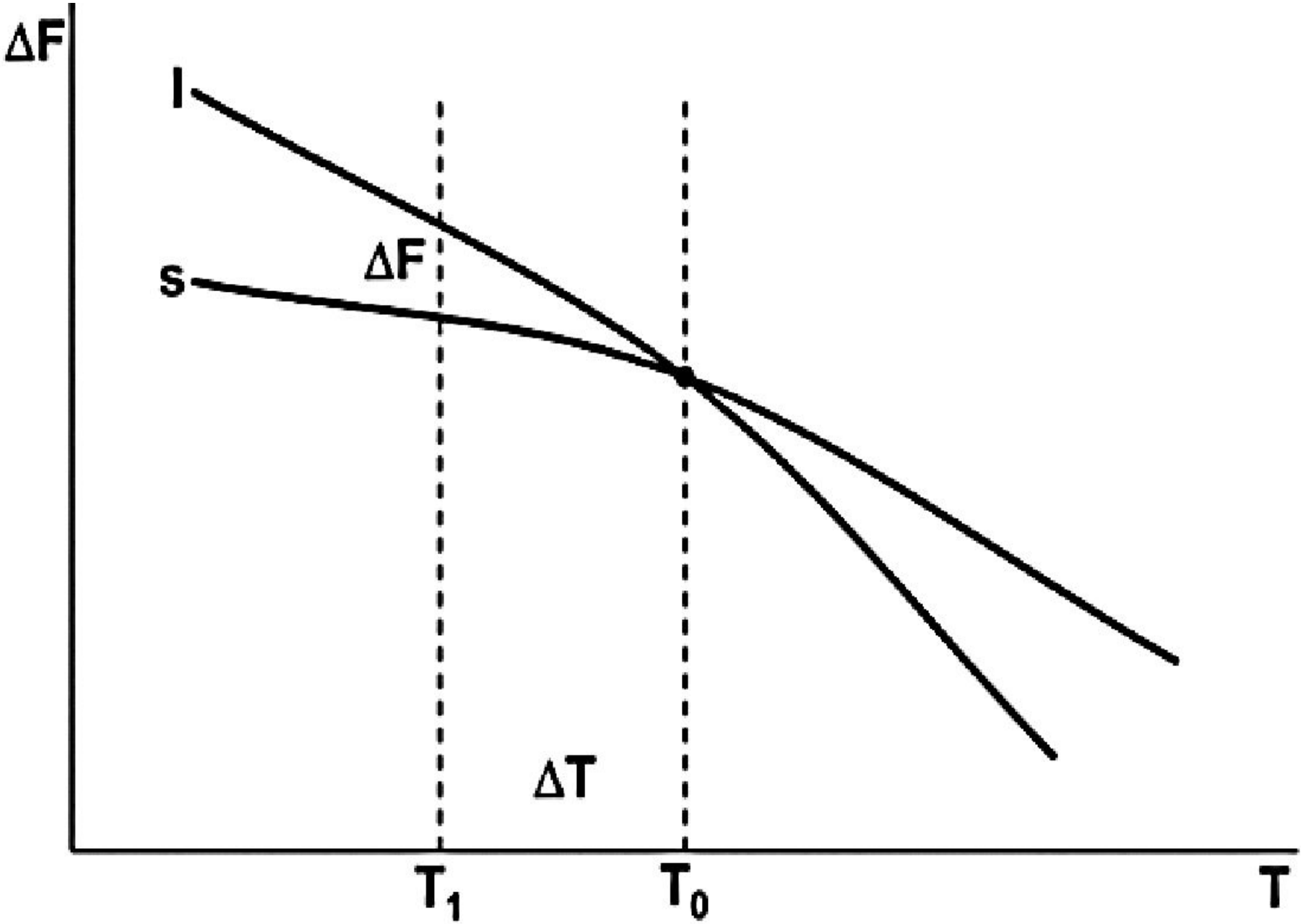
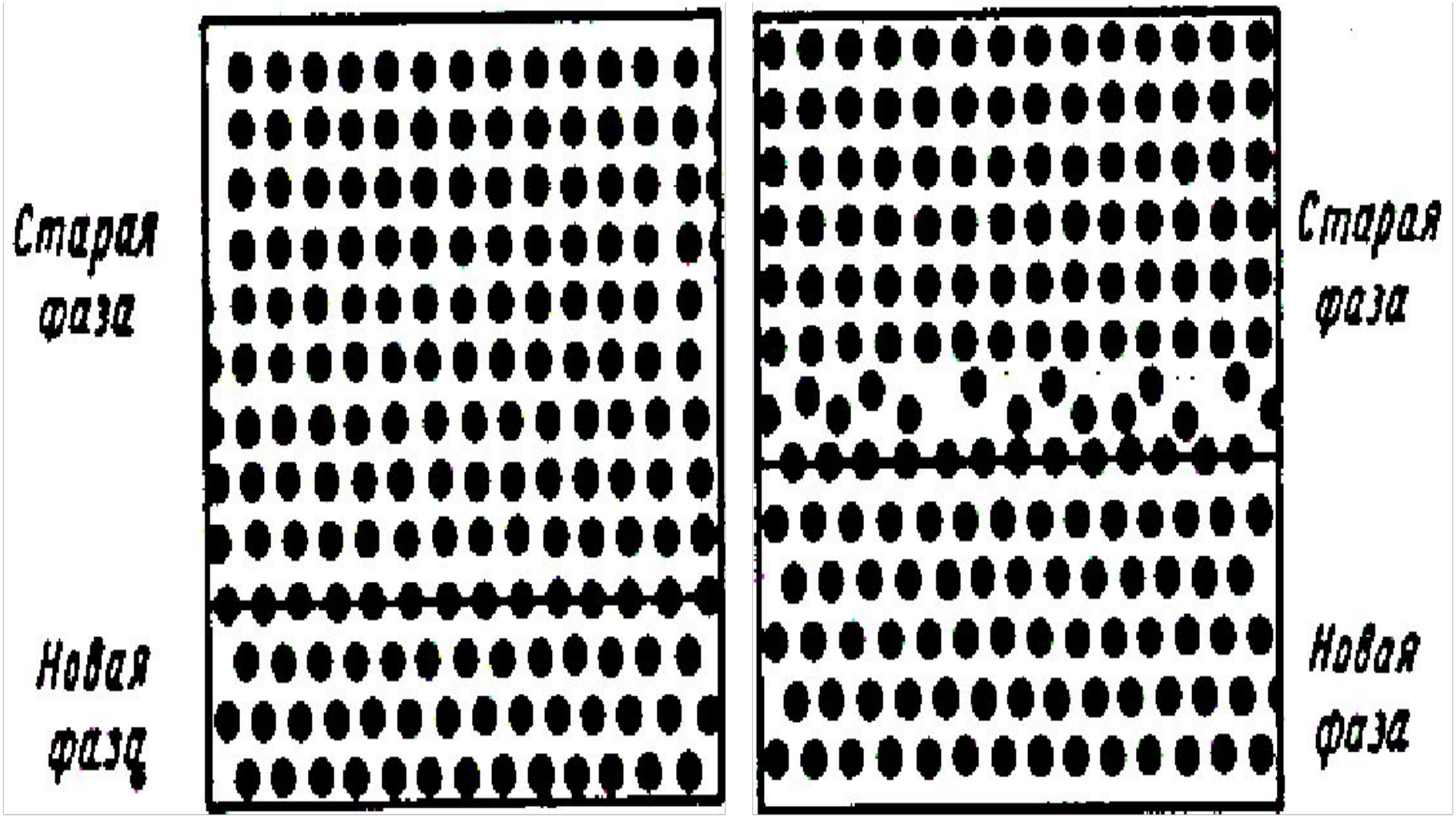


Рис. 12.1. Вид зависимости свободной энергии от температуры для твёрдой (S) и жидкой (l) фаз



(а) непрерывный переход одной КР в другую при росте кристалла новой фазы (когерентная связь)

(б) неупорядоченность на границе, приводящая к нарушению когерентной связи

Рис. 12.2. Схема соотношений между КР исходной и новой фаз

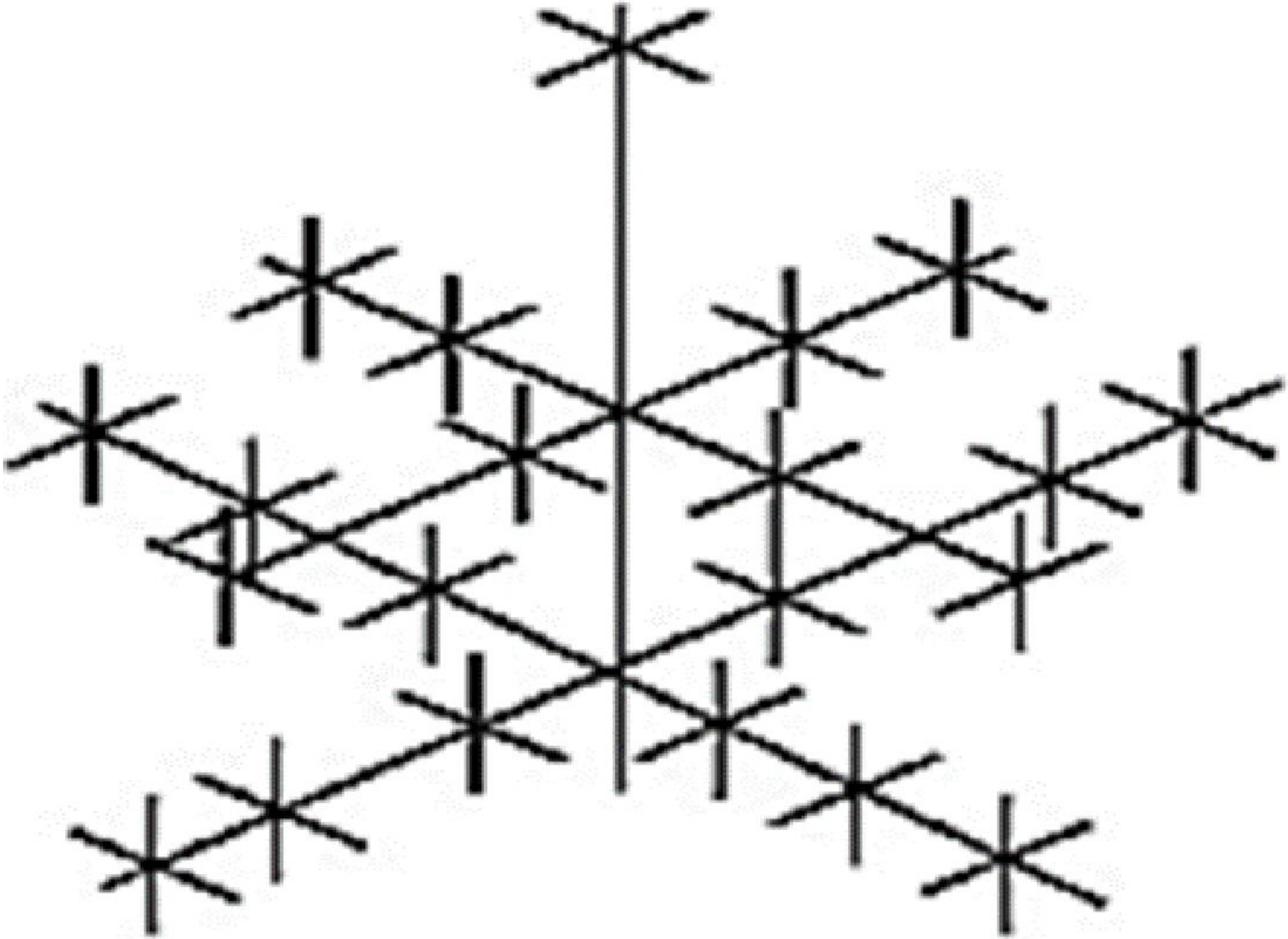
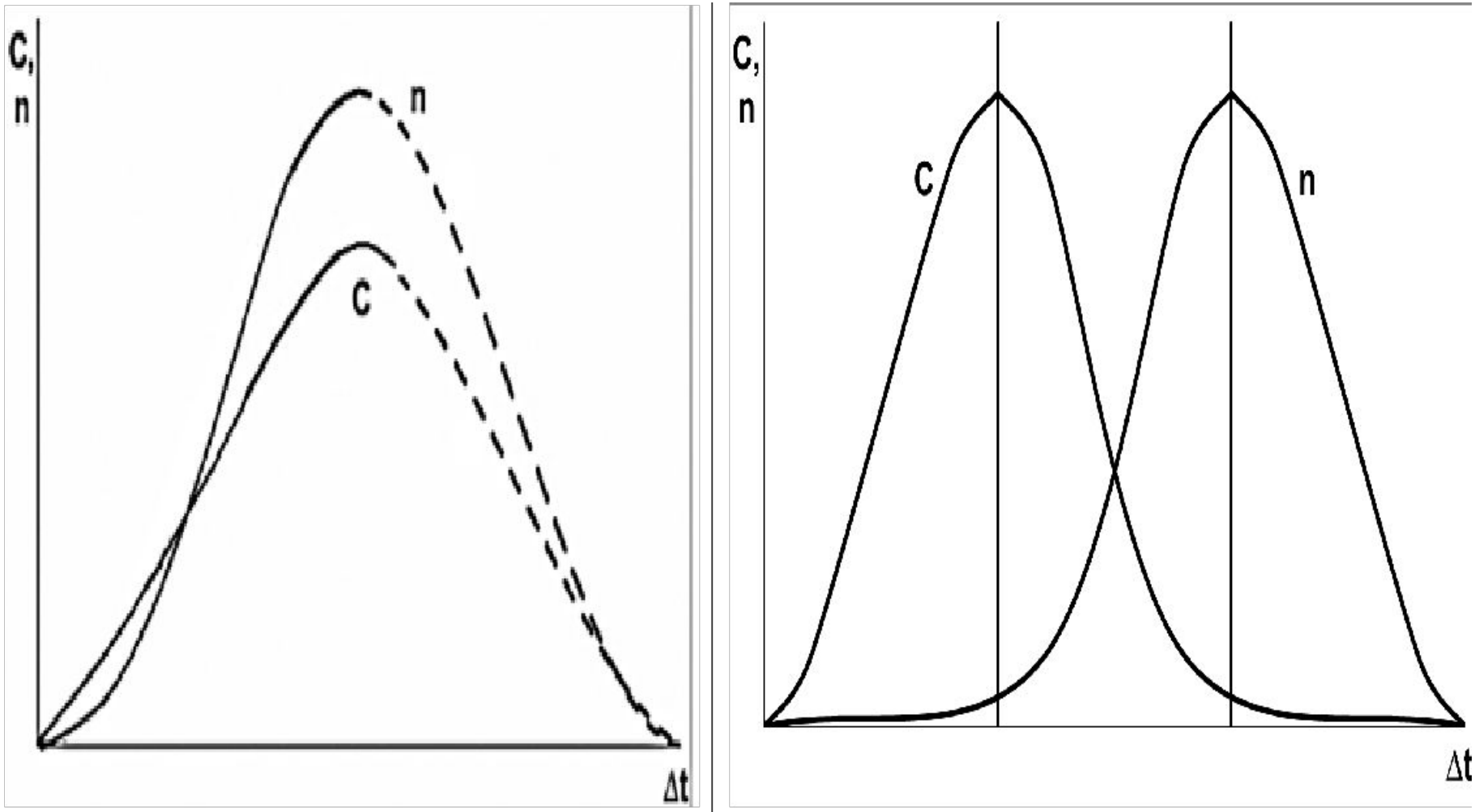


Рис. 13.1. Дендритная структура кристалла



(а) (б)

Рис. 13.2. Зависимость числа зародышей (n) и линейной скорости их роста (C) от величины переохлаждения Δt для кристаллических (а) и аморфных (б) веществ

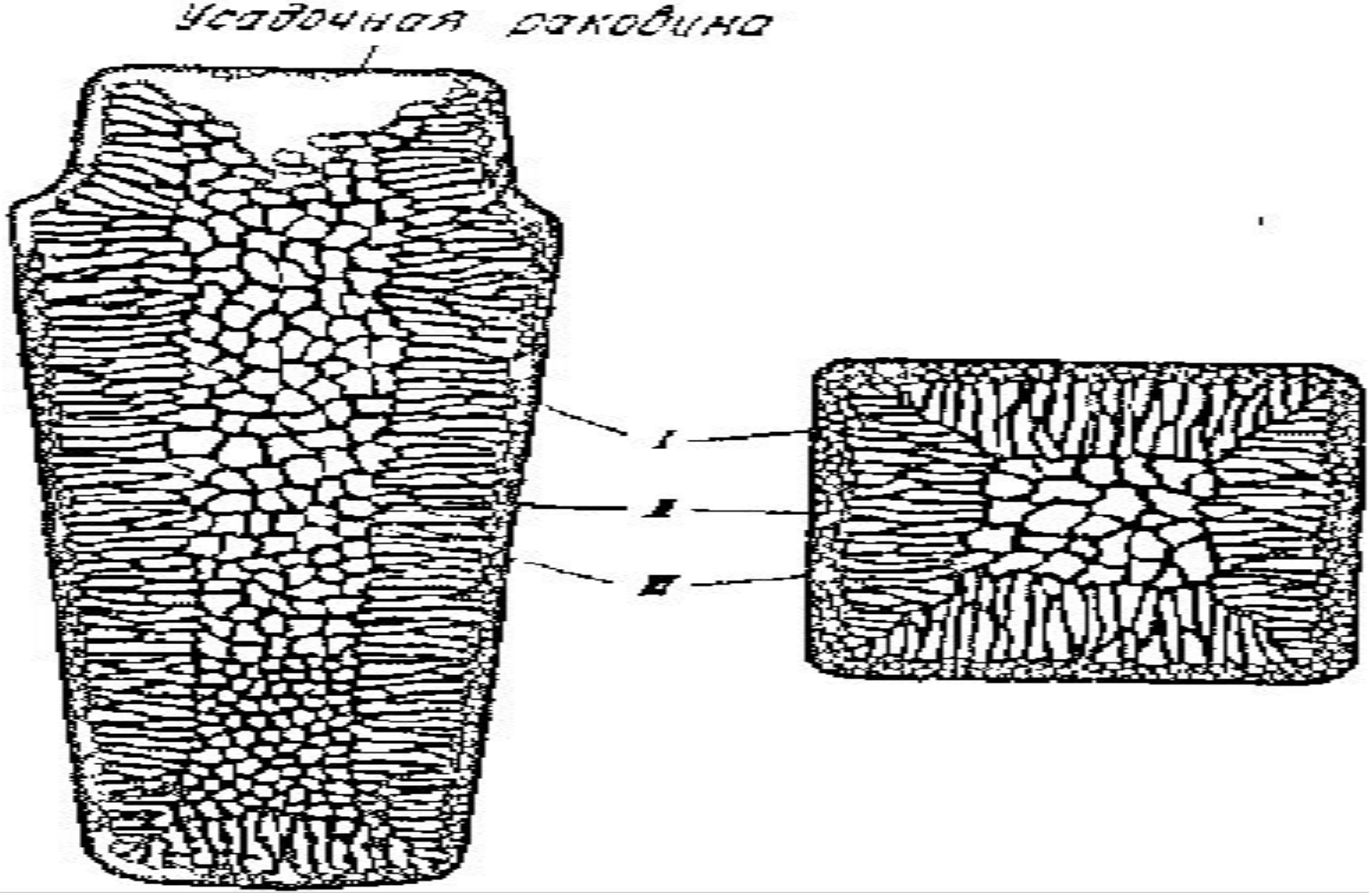
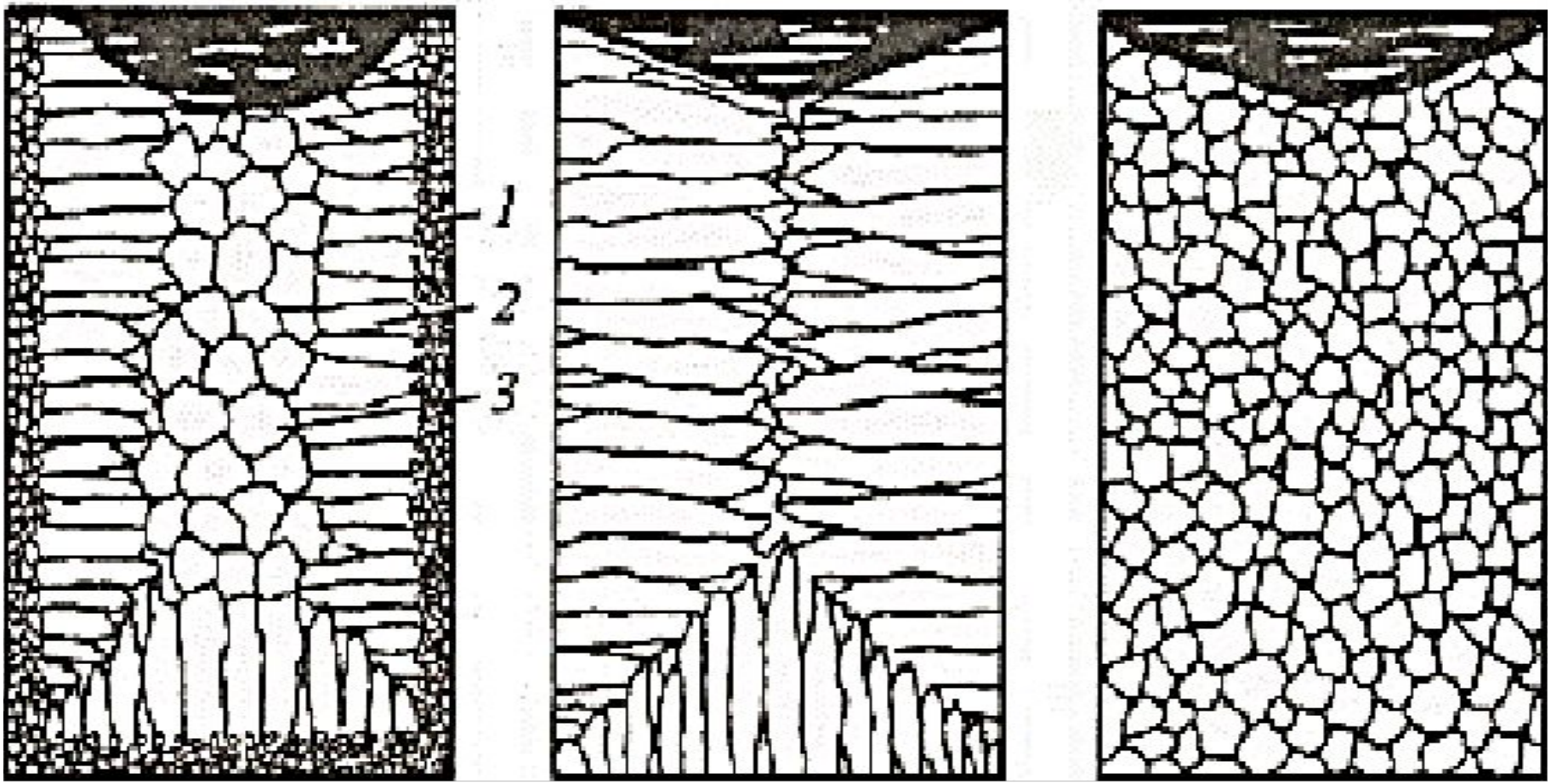


Рис. 14.1. Строение слитка спокойной стали



а) б) в)

14.2. Схемы макроструктур слитков:
а – типичная; б – транскристаллитная;
в – однородная мелкозернистая

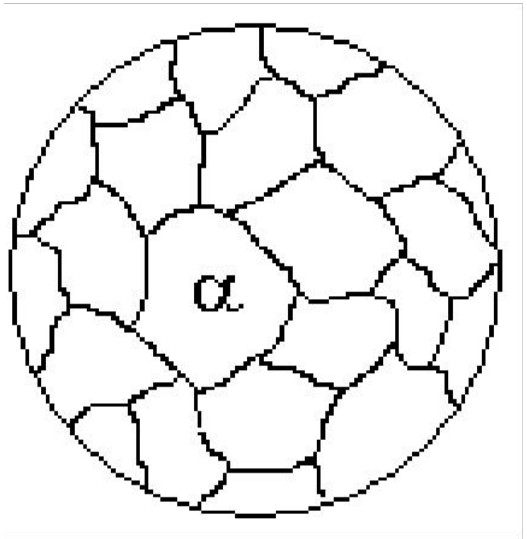


Рис. 15.1. Схема микроструктуры твёрдого раствора

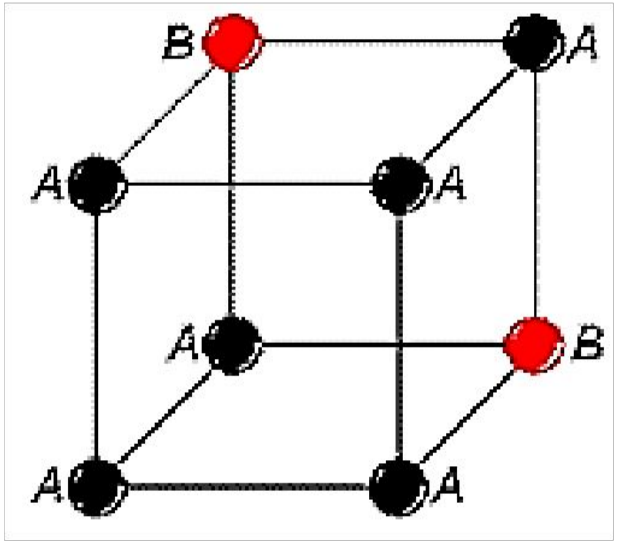


Рис. 15.2. Твёрдый раствор замещения

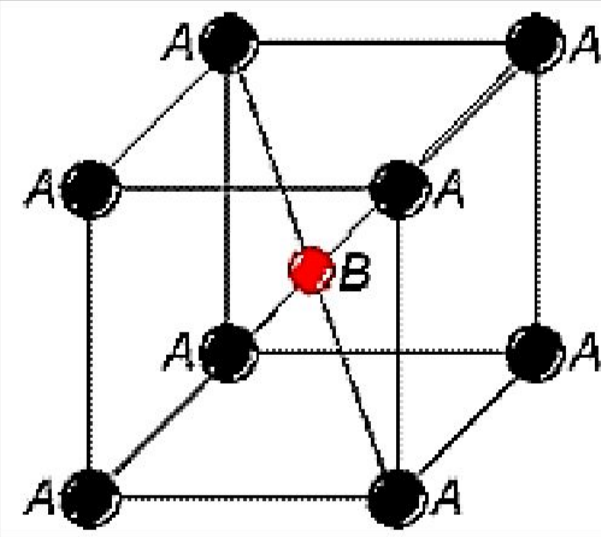


Рис. 15.3. Твёрдый раствор внедрения

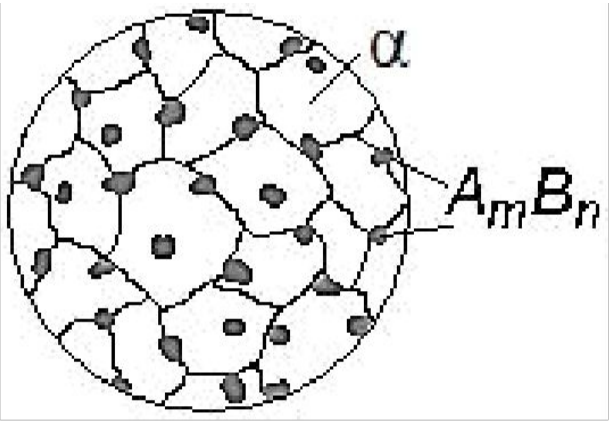


Рис. 15.4. Схема структуры сплава с химическим соединением

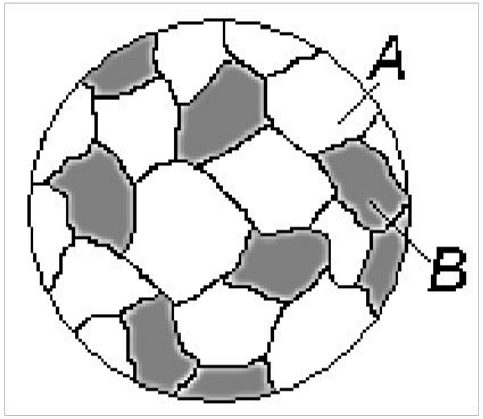


Рис. 15.5. Схема структуры механической смеси кристаллов

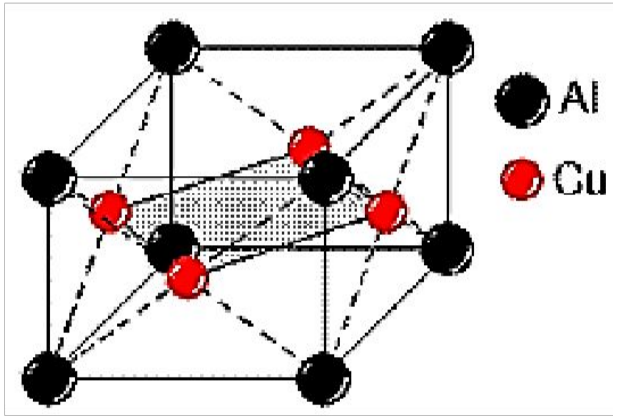


Рис. 15.6. Химическое соединение $CuAl_2$

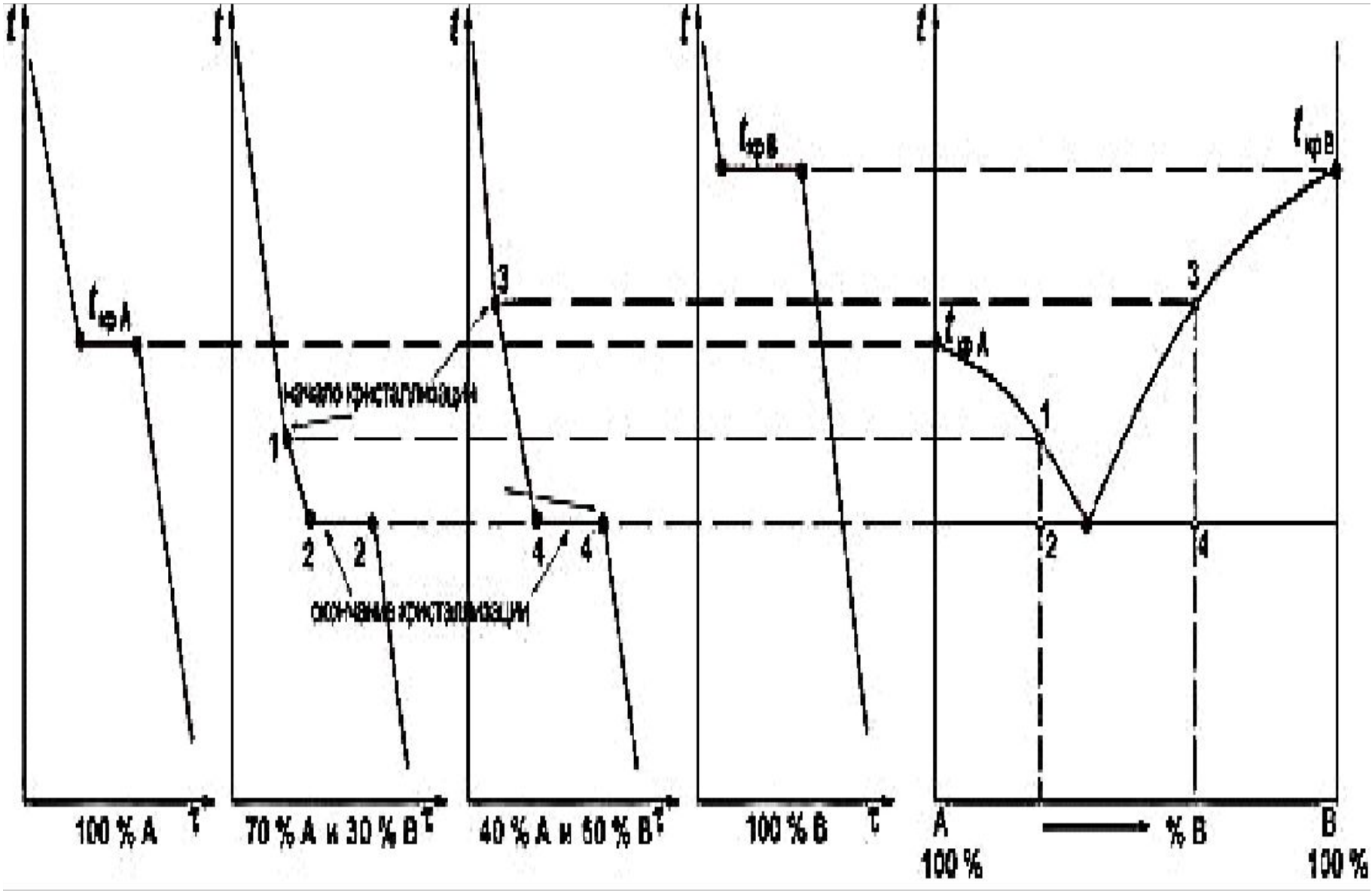
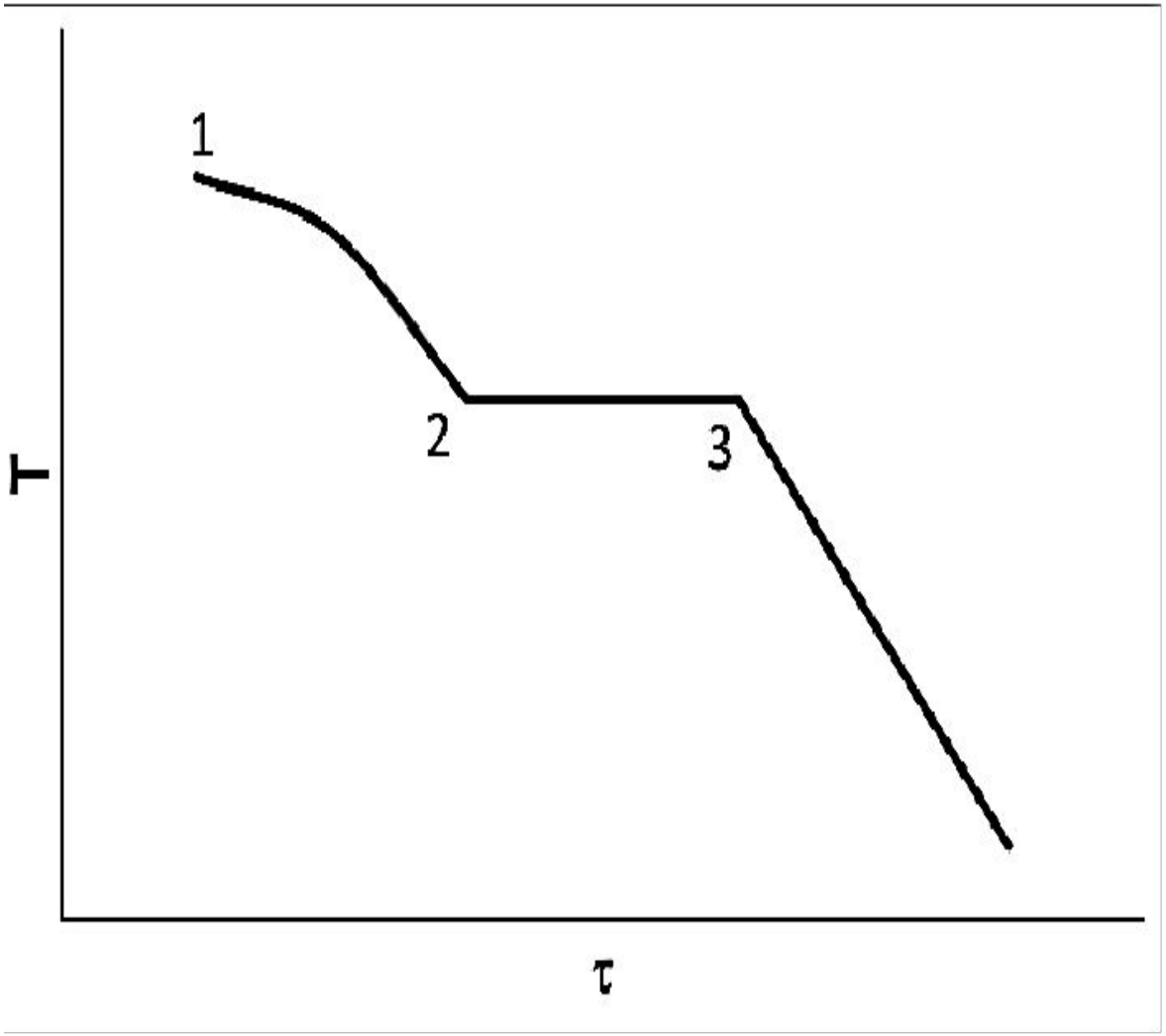


Рис. 16.1. Экспериментальные кривые охлаждения и полученная по ним диаграмма состояния



Правило фаз для 3-х точек однокомпонентной системы:

$C + Ф = K + 1$

1) $C = 1 – 1 + 1 = 1$, ⇒ система моновариантна, при изменении температуры сплав останется жидким.

2 и 3) $C = 1 – 2 + 1 = 0$, ⇒ система нонвариантна (без-), т.е. любое изменение вызовет изменение числа фаз.

Рис. 16.2. Кривая охлаждения чистого компонента и применение к ней правила фаз Гиббса

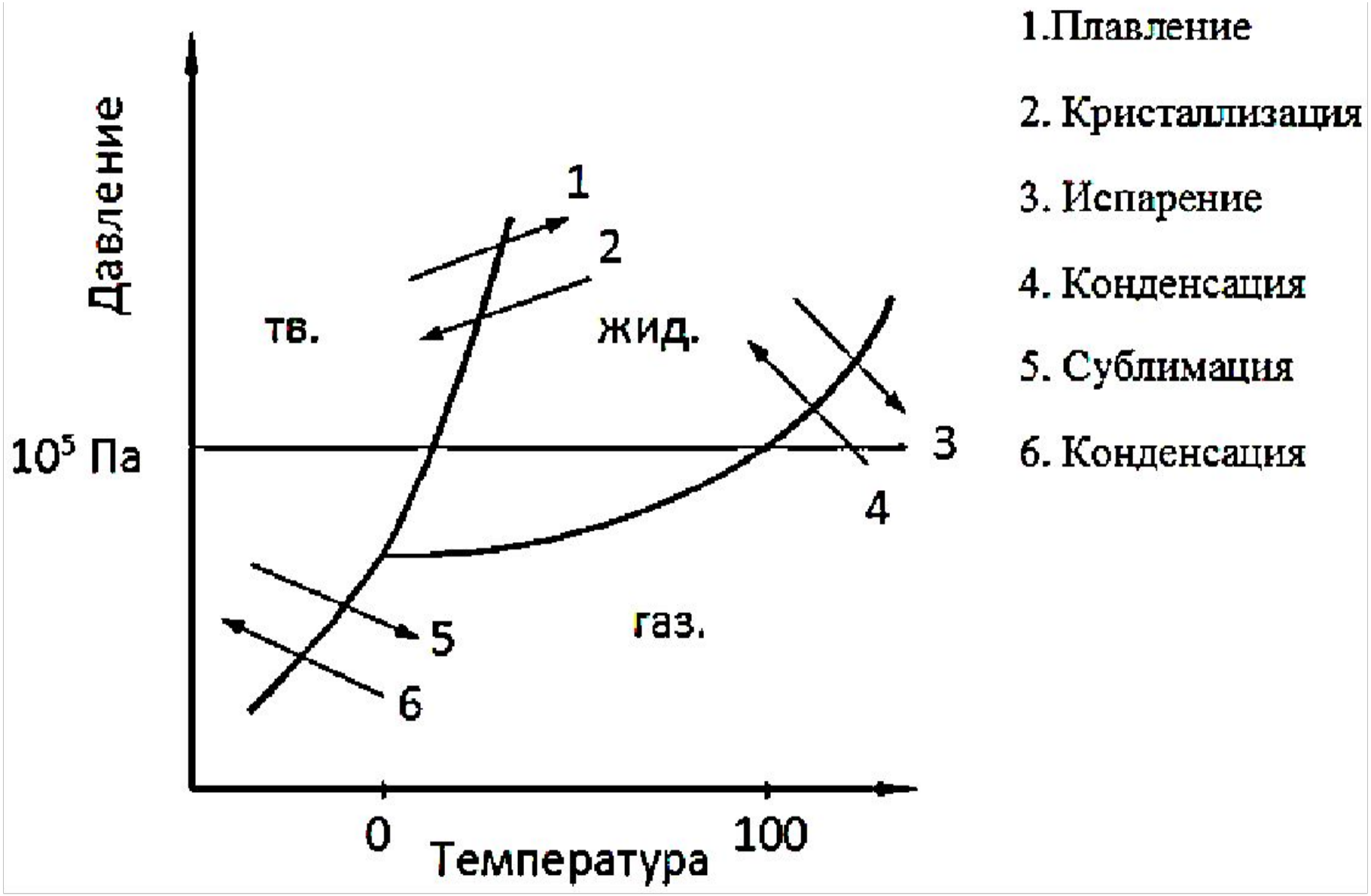
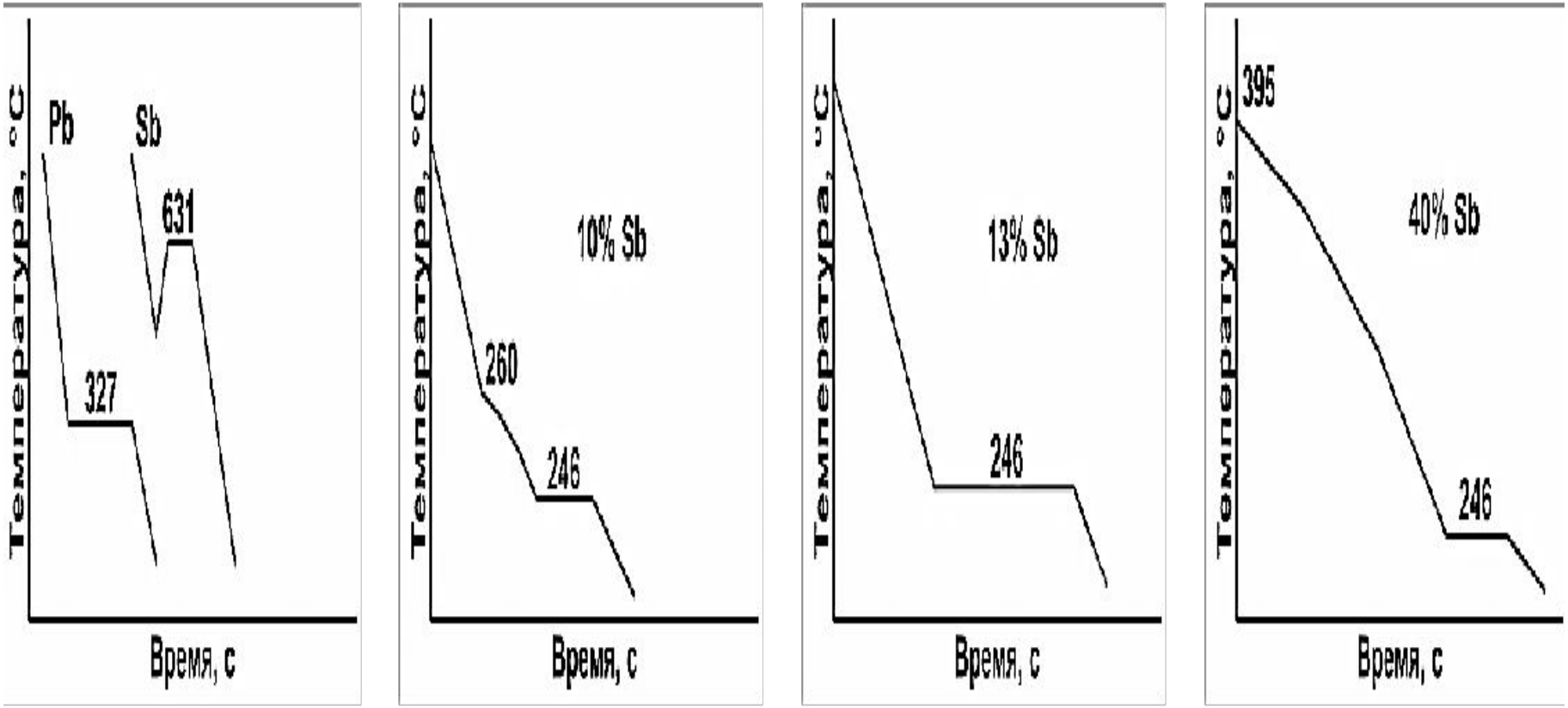


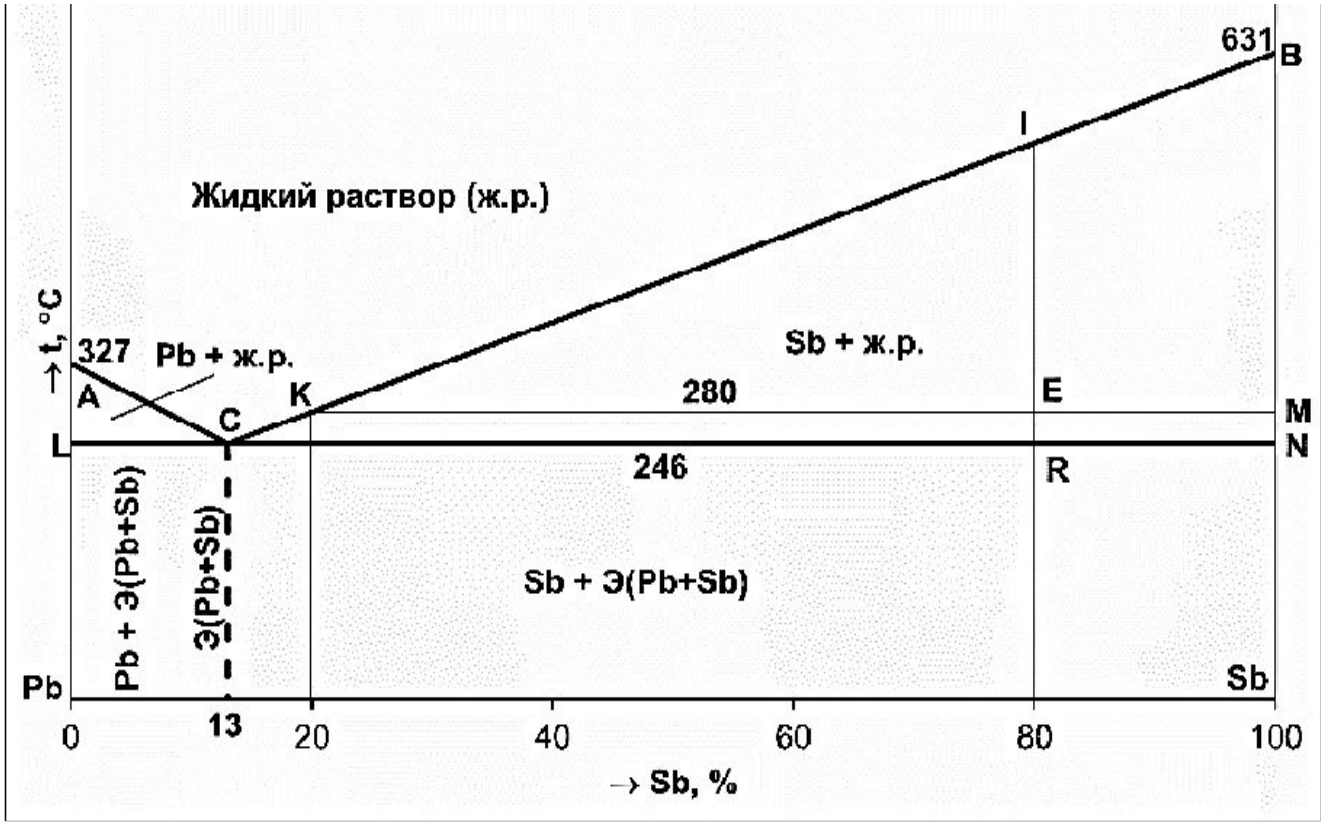
Рис. 17.1. Диаграмма состояния однокомпонентной системы (H_2O). Стрелками с номерами указаны основные фазовые (агрегатные) превращения

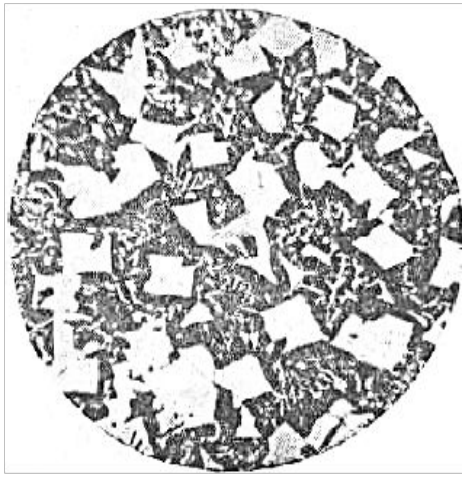


(а) (б) (в) (г)

Рис. 17.2. Кривые охлаждения металлов и сплавов:

а) чистых металлов; б), г) сплавов; в) эвтектических сплавов





(а) (б)

Рис. 17.3. Диаграмма состояния двойных сплавов, компоненты которой неограниченно растворимы в жидком состоянии, нерастворимы в твёрдом состоянии и при кристаллизации образуют эвтектику (механическую смесь из чистых компонентов) (а); микроструктура сплава I (б)

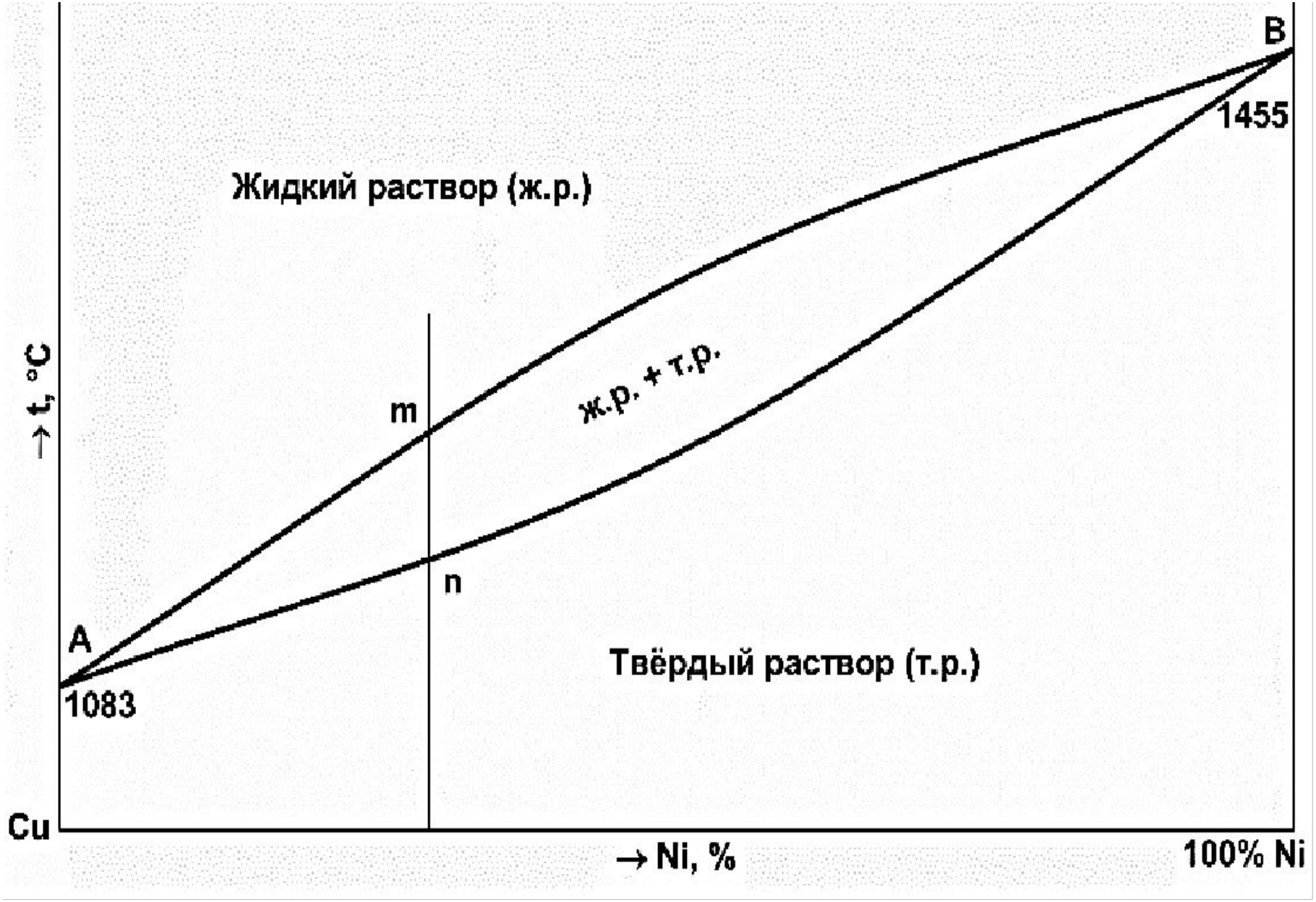


Рис. 17.4. Диаграмма состояния «Cu–Ni» с полной взаимной растворимостью компонентов, как в жидком, так и в твёрдом состояниях

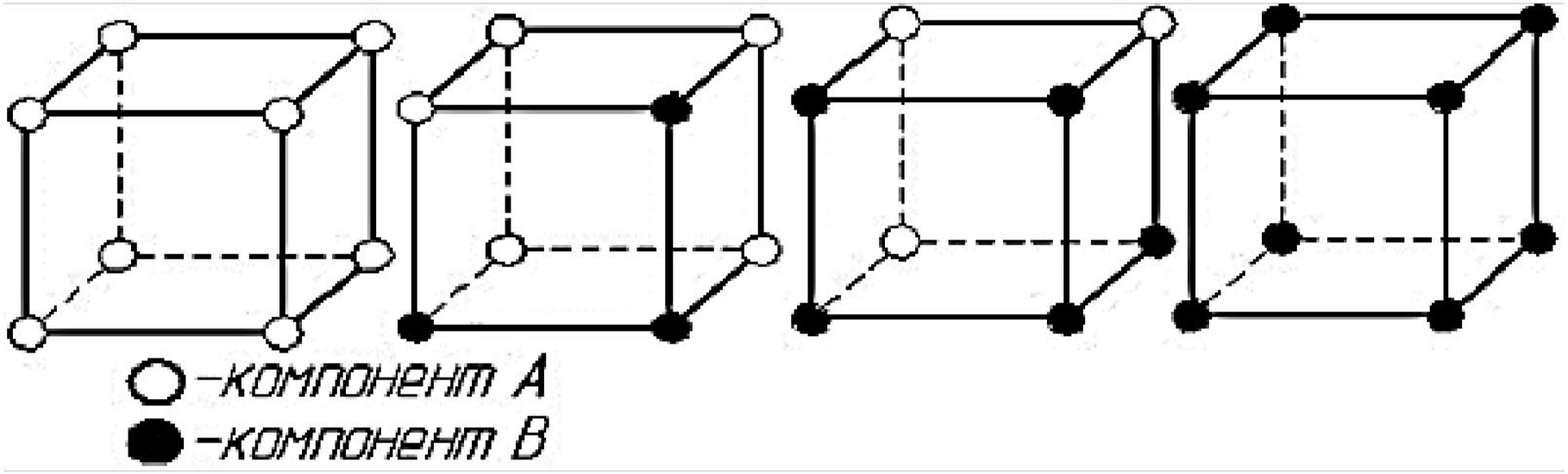


Рис. 17.5. КР системы с неограниченной растворимостью компонентов друг в друге в твёрдом состоянии

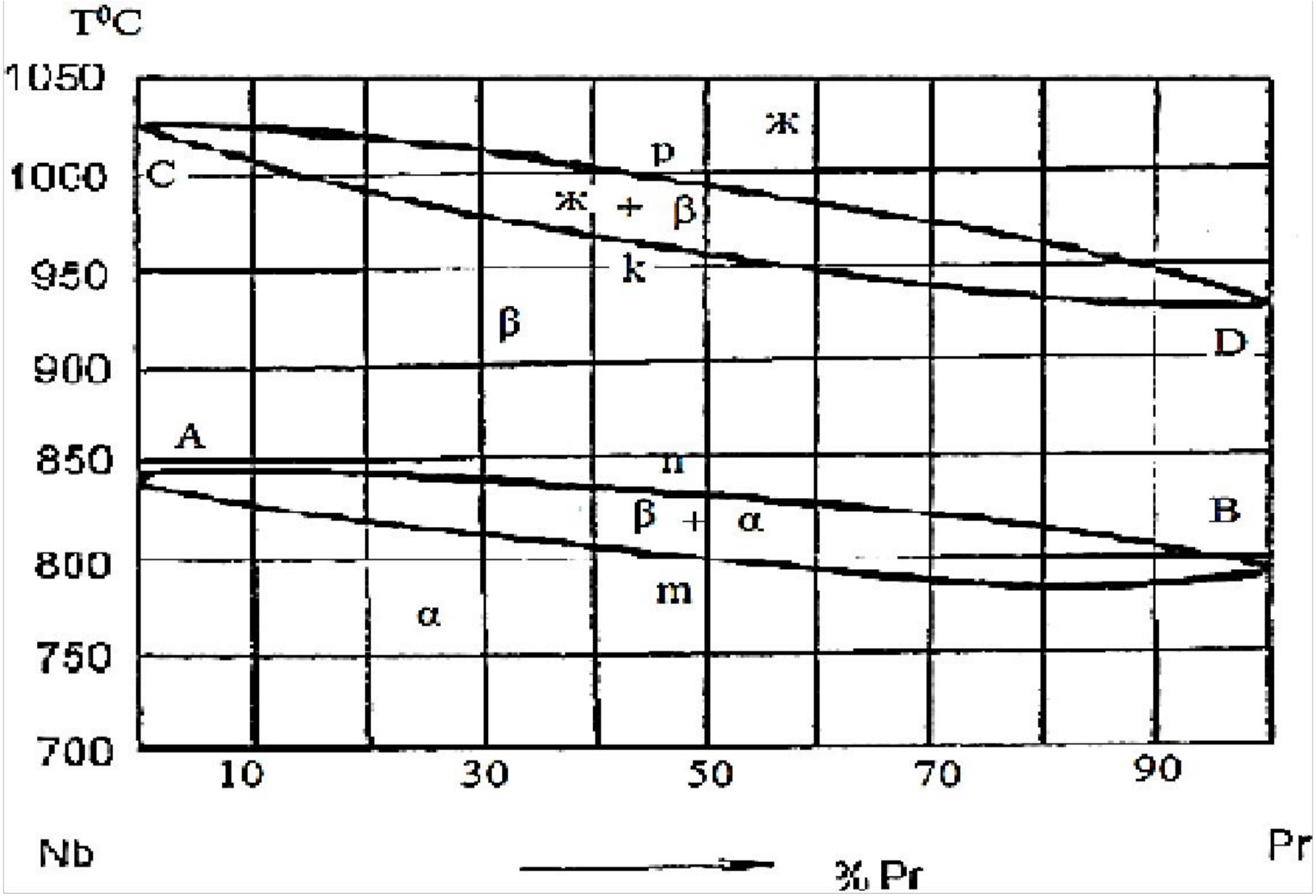
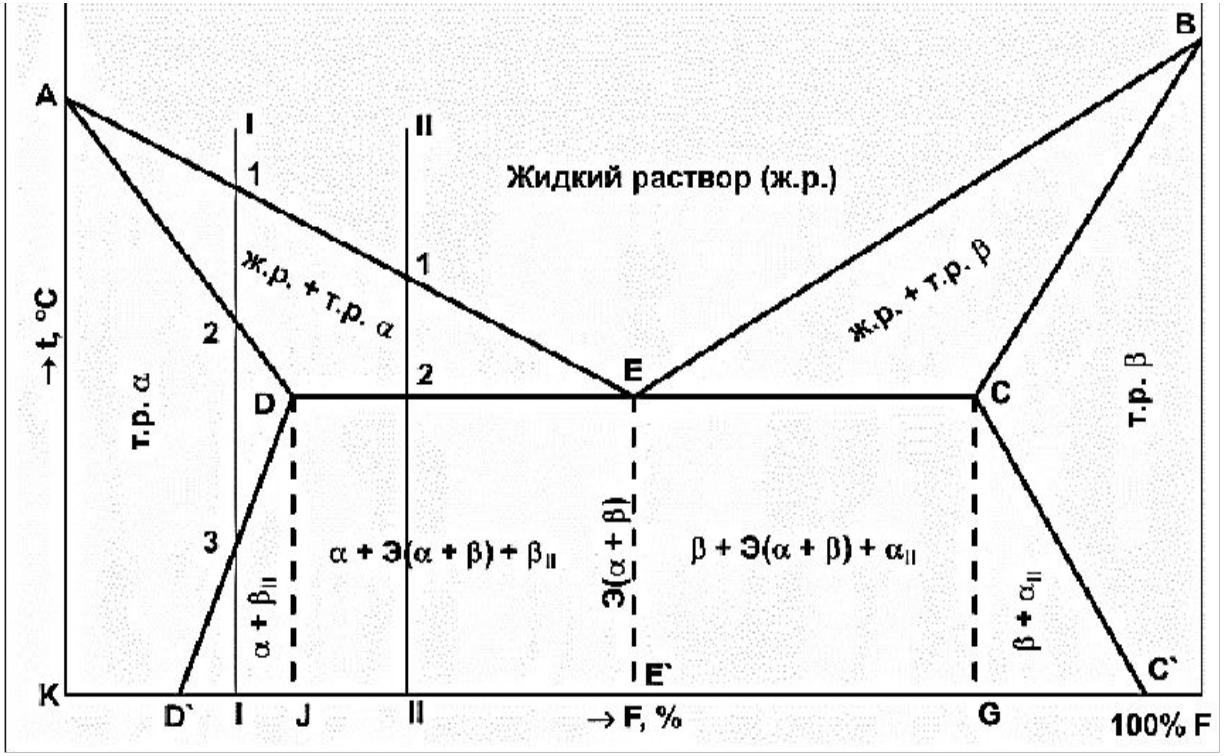
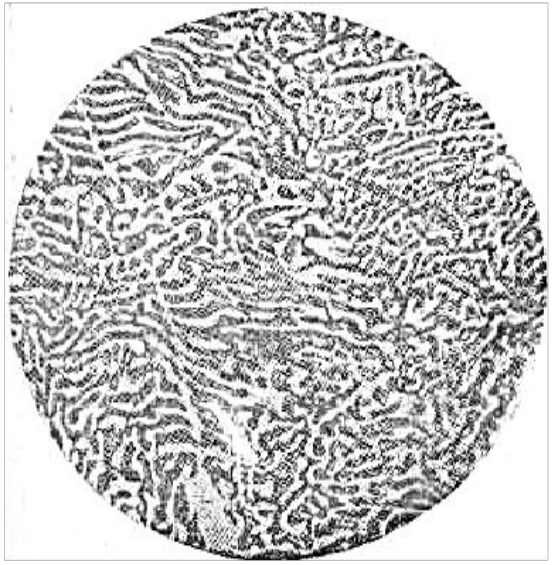


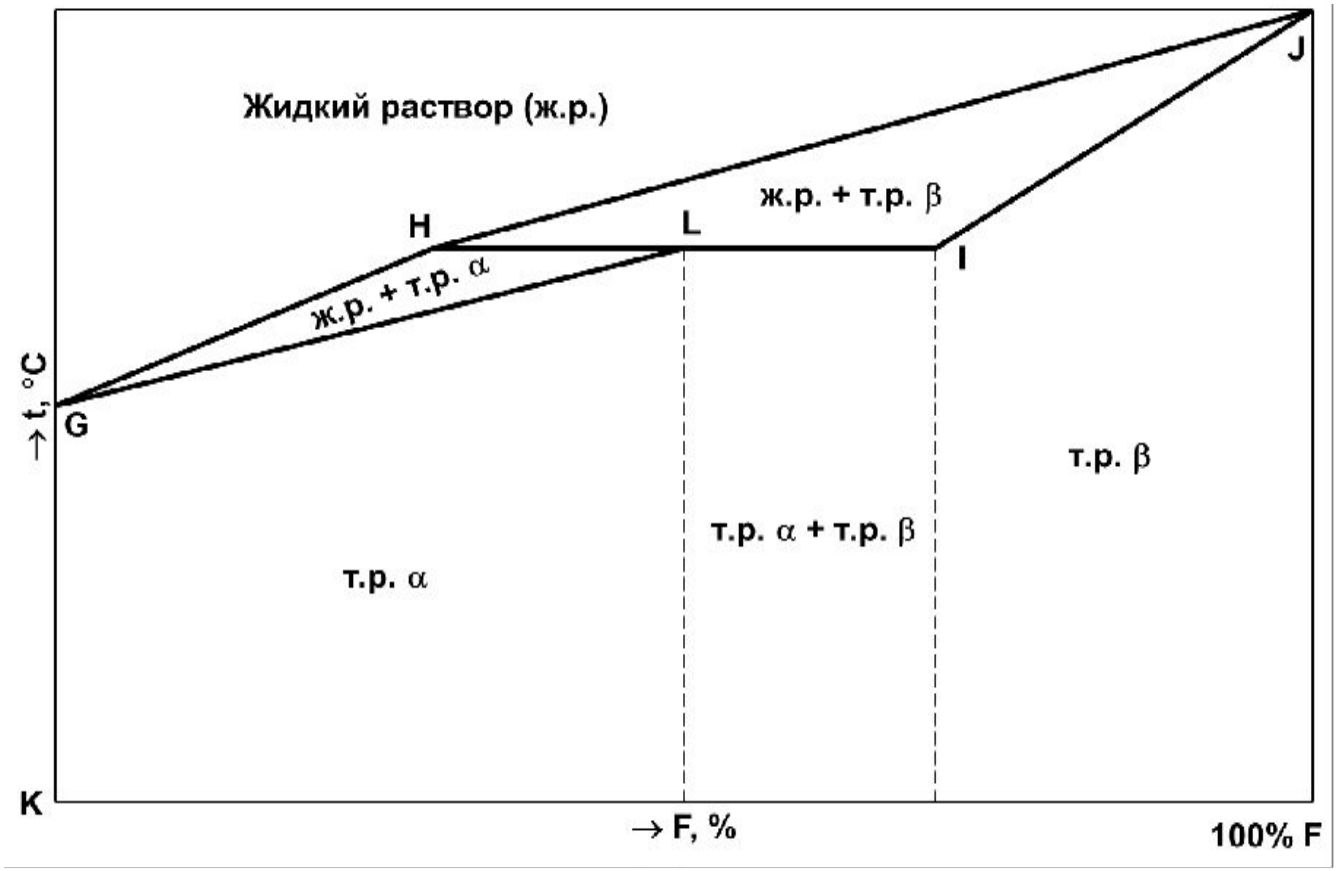
Рис. 17.6. Диаграмма состояния «Nb – Pr», компоненты которой неограниченно растворимы в жидком и твёрдом состояниях, и полиморфным превращением обоих компонентов



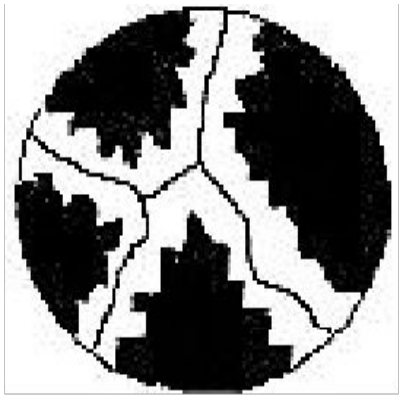


(а) (б)

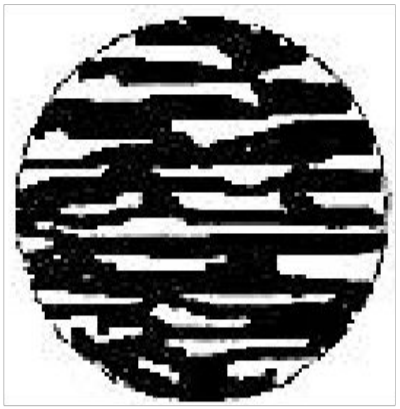
Рис. 17.7. Диаграмма состояния двойных сплавов, компоненты которой неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограниченно растворимы в твёрдом состоянии и при кристаллизации образуют эвтектику(а); микроструктура эвтектики (б)



(а)

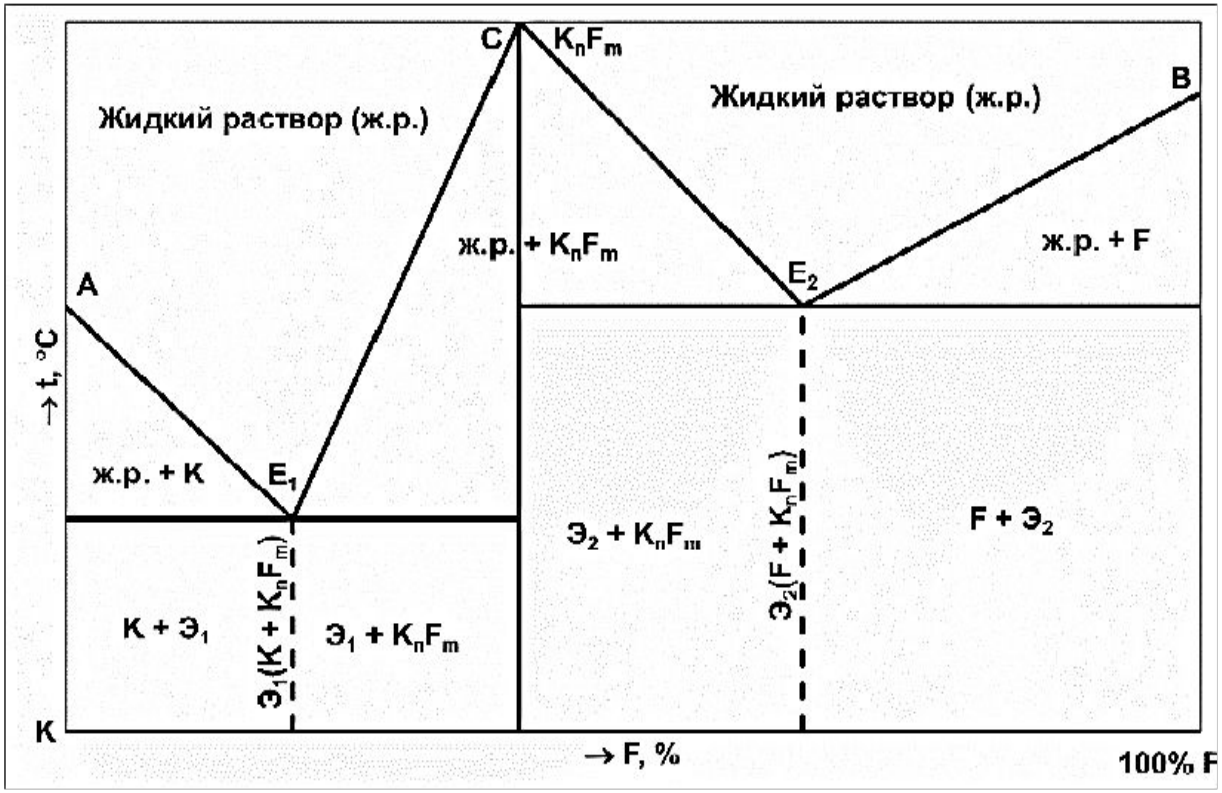


(б)



(в)

Рис. 17.8. Диаграмма состояния двойных сплавов с ограниченной растворимостью в твёрдом состоянии (с перитектикой) (а); 2 типа перитектических структур (б, в)



(а) (б)

Рис. 17.9. Диаграмма состояния двойных сплавов, компоненты которой неограниченно растворимы в жидком состоянии, не растворимы в твёрдом состоянии, с конгруэнтно плавящимся устойчивым химическим соединением и образованием эвтектик (а); структура сплава с эвтектикой и интерметаллидом (б)

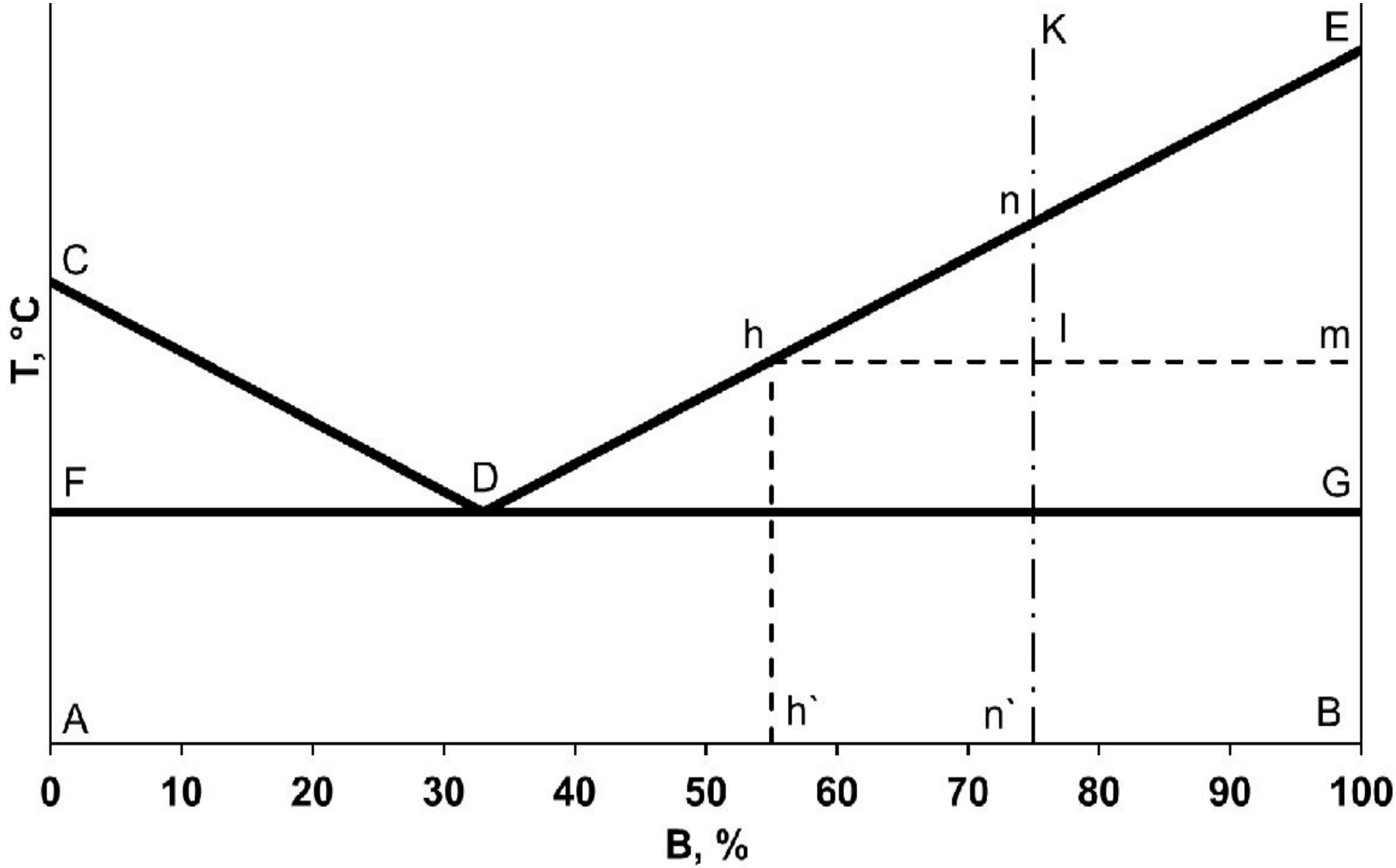


Рис. 18.1. Применение правила коноды (рычага, отрезков)

$Q_ж = (1m/hm) \times Q_{общ}$, или $Q_ж = (1m/hm) \times 100\%$, если вес сплава не известен.

$Q_B = (h1/hm) \times Q_{общ}$, или $Q_B = (h1/hm) \times 100\%$, если вес сплава не известен.

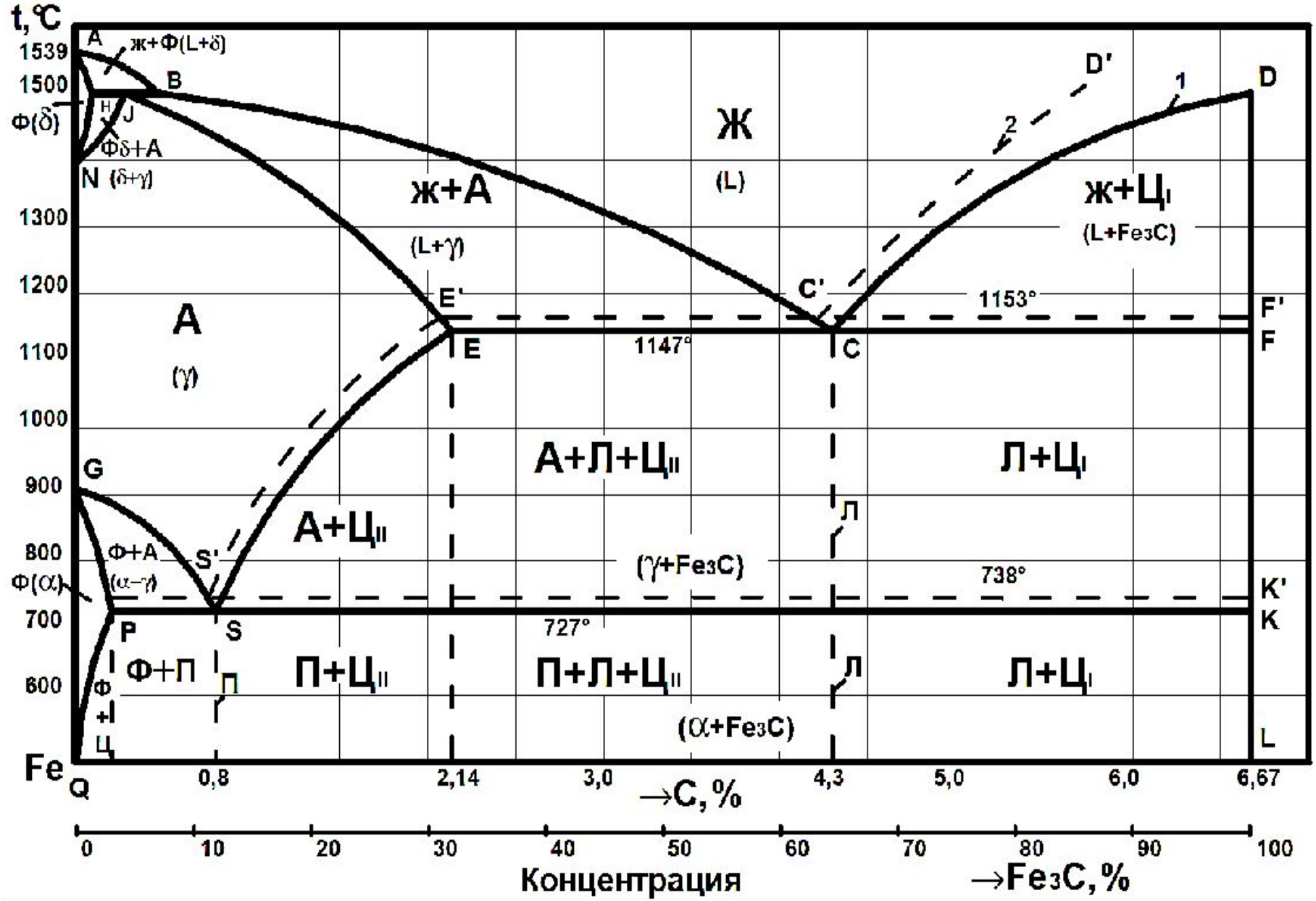


Рис. 19.1. Диаграммы состояния:
метастабильная – «Fe-Fe_3C» (1), стабильная – «Fe-Г» (2)

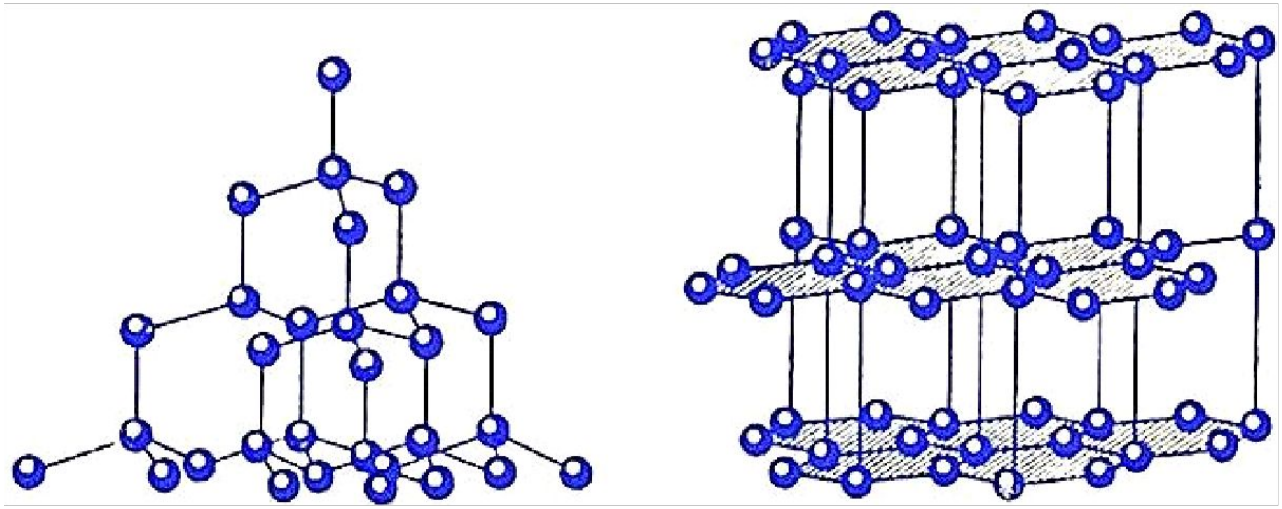


Рис. 19.3. КР алмаза (слева) и графита (справа)

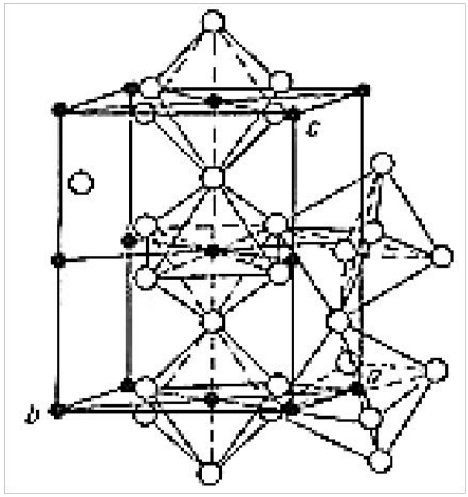


Рис. 19.4. КР Fe_3C

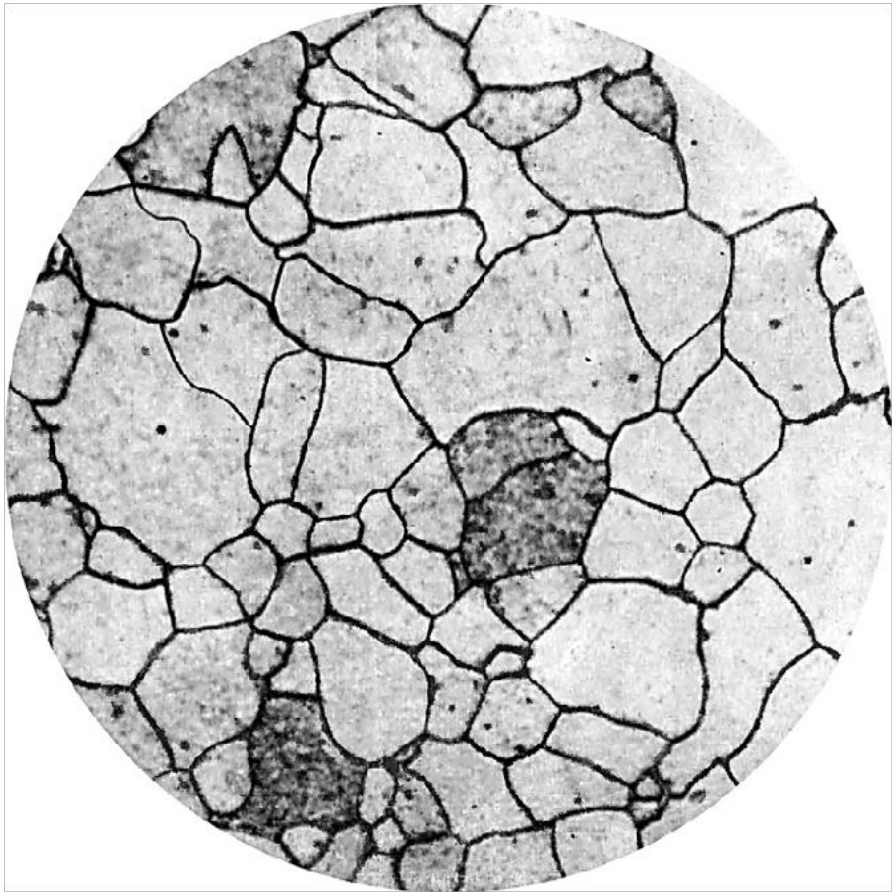


Рис. 19.5. Структура феррита

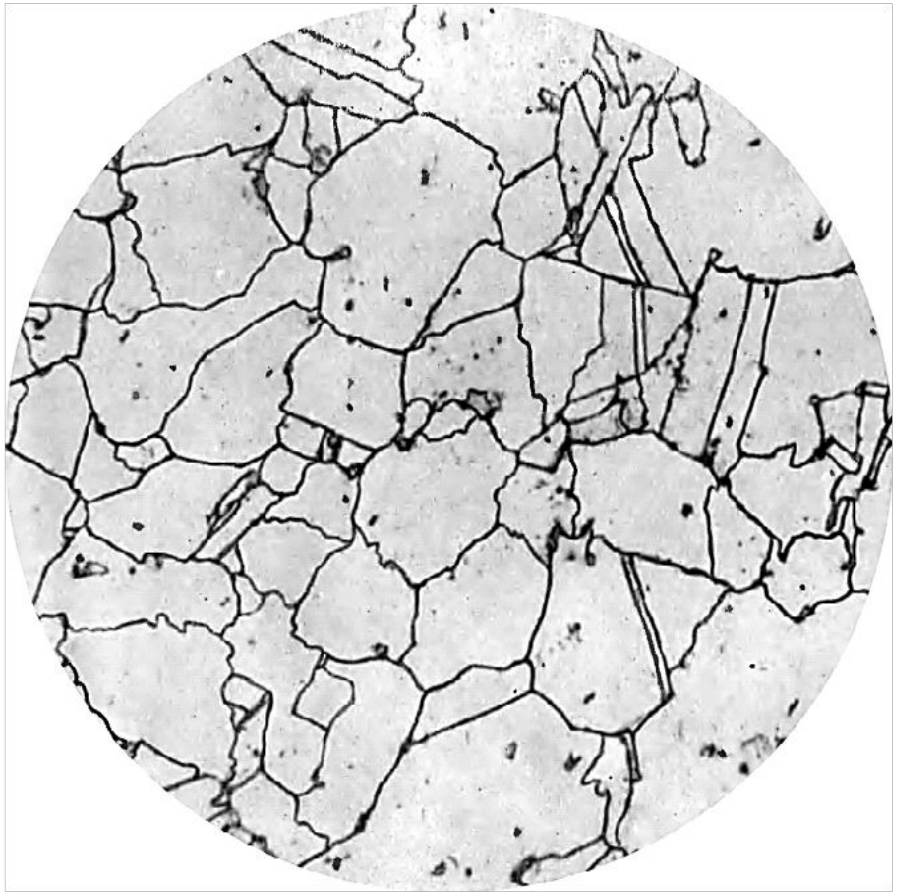
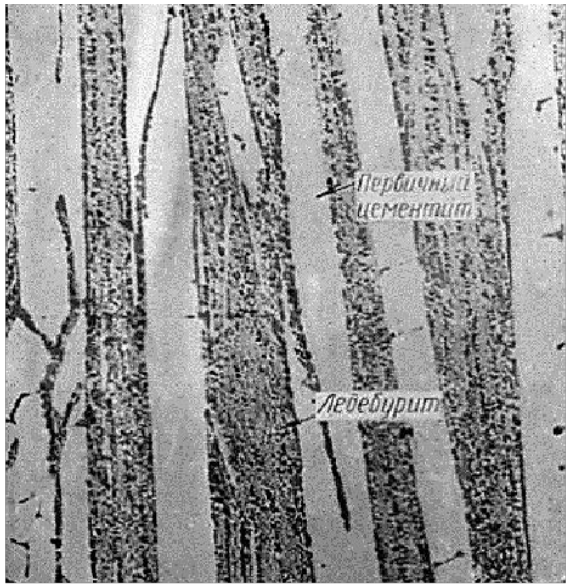
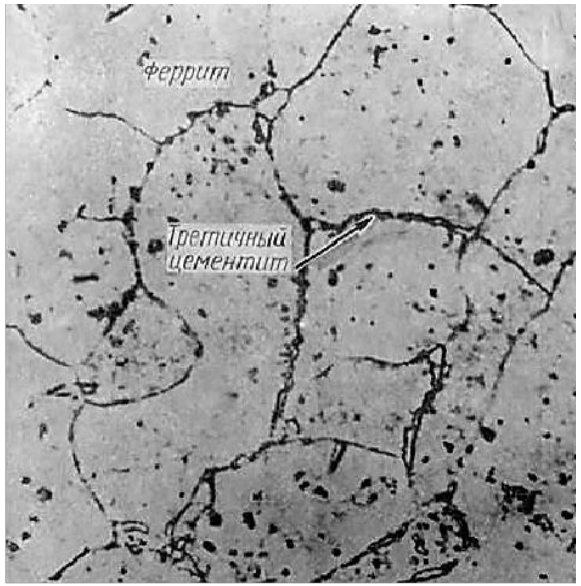


Рис. 19.6. Структура аустенита



(а)

(б)



(в)

Рис. 19.7. Разновидности морфологии цементита в железоуглеродистых сплавах: а – первичный, б – вторичный, в – третичный

Основные точки диаграммы «Fe-Fe$_3$C» и их значение			
Обозначение точки	***t, °C***	***C, %***	***Значение точки***
A	1539	0	Плавление (кристаллизация) Fe
N	1392	0	Полиморфное превращение $Fe_\delta \leftrightarrow Fe_\gamma$
G	911	0	Полиморфное превращение $Fe_\alpha \leftrightarrow Fe_\gamma$
H	1499	0,1	Точка максимальной растворимости C в $Ф_\delta$. Именно такого состава $Ф_\delta$ участвует в перитектическом превращении
J	1499	0,16	Определяет состав A, образующегося при перитектическом превращении
B	1499	0,51	Определяет состав жидкости, участвующей в перитектическом превращении
D	1250(1550)	6,67	Предполагаемая температура плавления Ц
E	1147	2,14	Точка максимальной растворимости C в A
C	1147	4,3	Эвтектическая точка. Определяет состав жидкости, испытывающей эвтектическое превращение
F	1147	6,67	Определяет состав Ц
P	727	0,025	Точка максимальной растворимости C в Ф.
S	727	0,8	Эвтектоидная точка. Определяет состав A, испытывающего эвтектоидное превращение
K	727	6,67	Определяет состав Ц
Q	20	0,006	Точка минимальной растворимости C в Ф

Основные линии диаграммы «Fe- Fe_3C» и их значение	
Линии	***Значение линии***
AB	Ликвидус для $Ф_{\delta}$
AH	Солидус для $Ф_{\delta}$
BC	Ликвидус для А
JE	Солидус для А
CD	Ликвидус для $Ц_I$
HJB	Перитектическое превращение: $Ф_{\delta H}+Ж_B \rightarrow A_J$
ECF	Эвтектическое превращение: $Ж_c \rightarrow (Ф_E+Ц)$
PSK(A_1)	Эвтектоидное превращение: $A_S \rightarrow (Ф_P+Ц)$
HN	Начало полиморфного превращения $Ф_{\delta} \rightarrow A$ в сплавах при охлаждении
JN(A_4)	Конец полиморфного превращения $Ф_{\delta} \rightarrow A$ в сплавах при охлаждении
ES(A_{cm})	Линия предельной растворимости С в А. Начало выделения $Ц_{II}$ из А при охлаждении
GS(A_3)	Начало аллотропического превращения А → Ф в сплавах при охлаждении. Начало выделения Ф из А при охлаждении
GP	Конец кристаллизации феррита (полиморфного превращения)
PQ	Линия предельной растворимости С в Ф. Начало выделения $Ц_{III}$ из Ф при охлаждении
MO(A_2)	Переход Ф из ферромагнитного в парамагнитное состояние (768°С, т. Кюри)

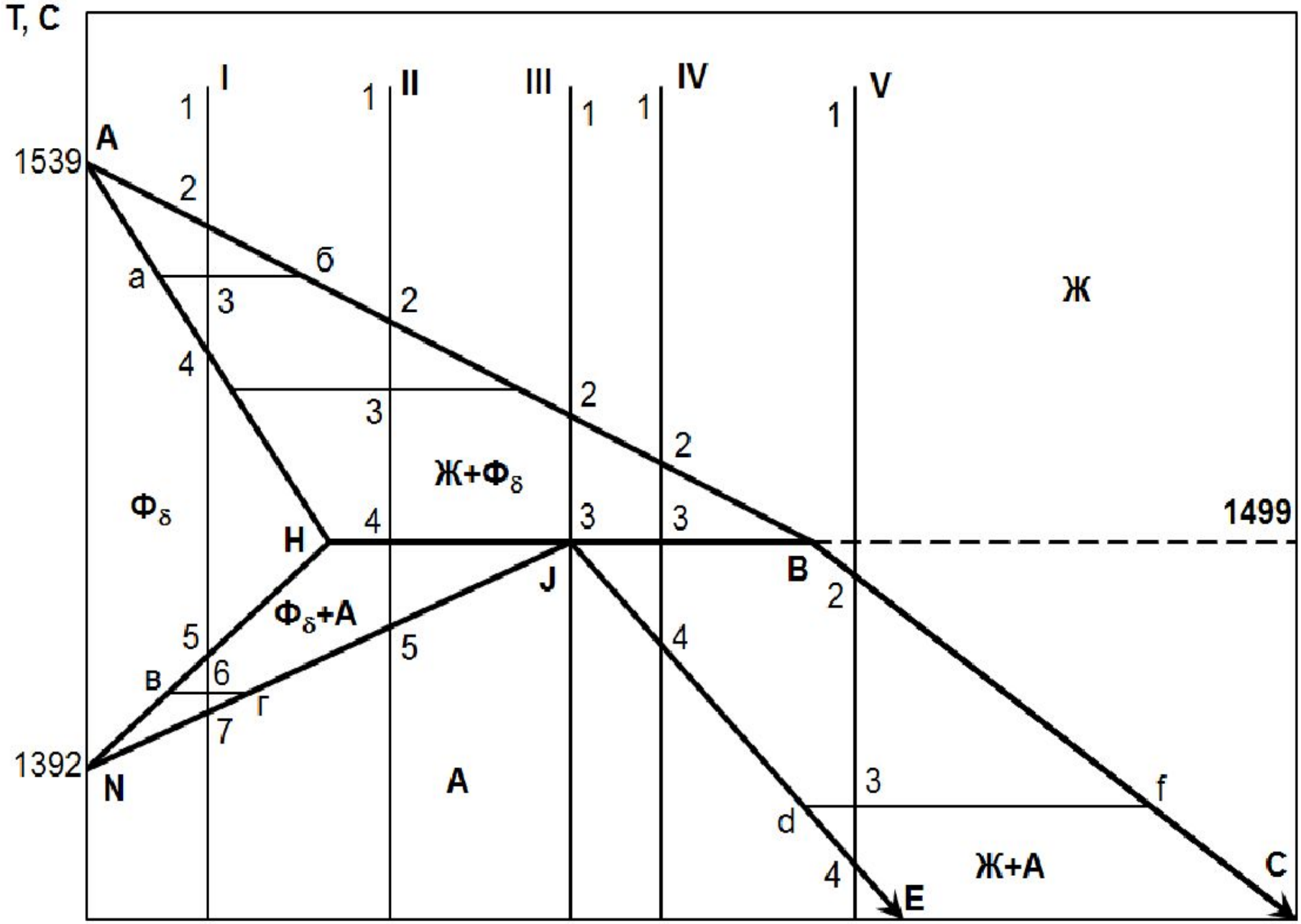


Рис. 20.1. Верхний левый участок диаграммы состояния «Fe-Fe_3C»

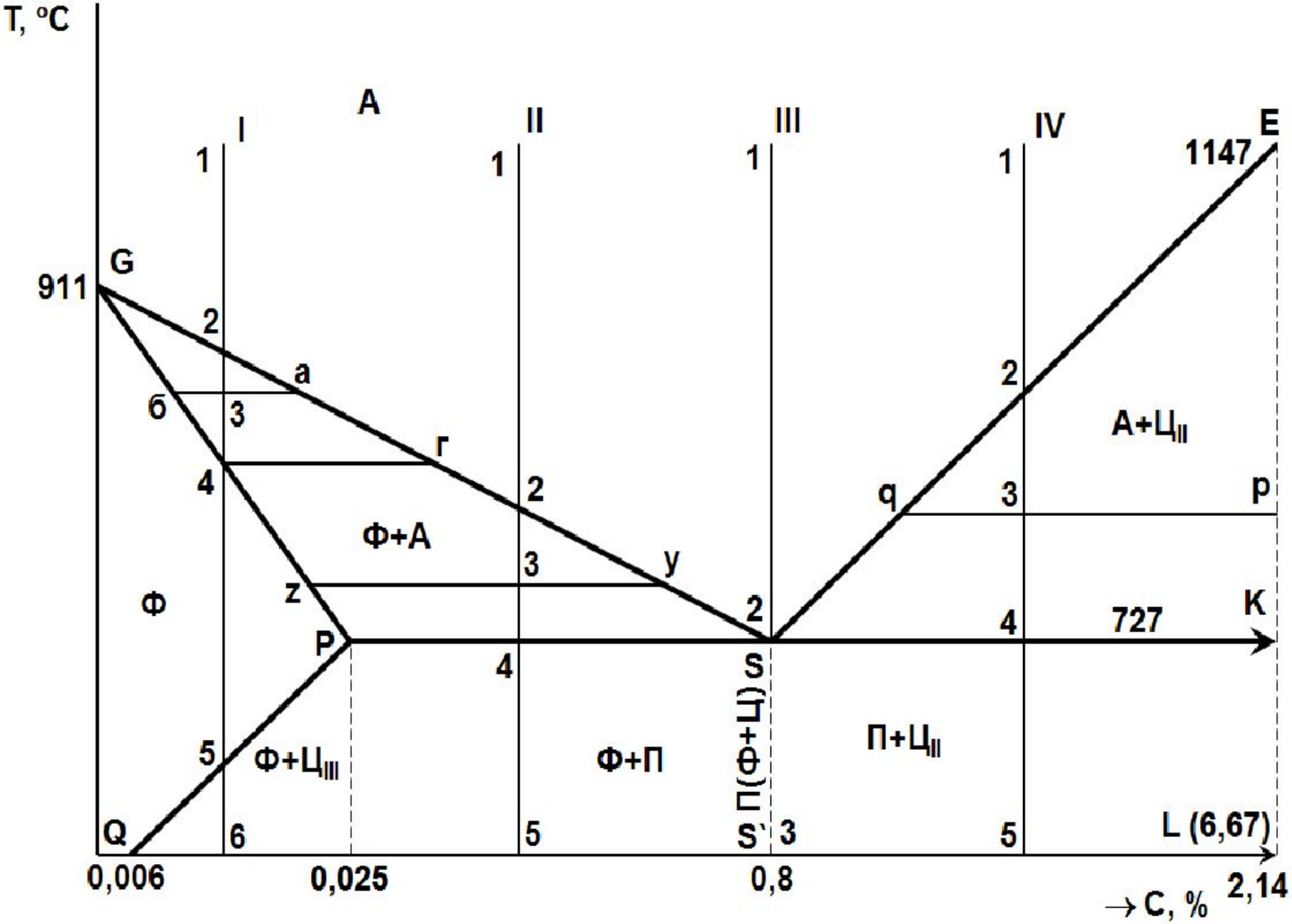


Рис. 20.2. Левый нижний участок диаграммы состояния «Fe-Fe$_3$C»

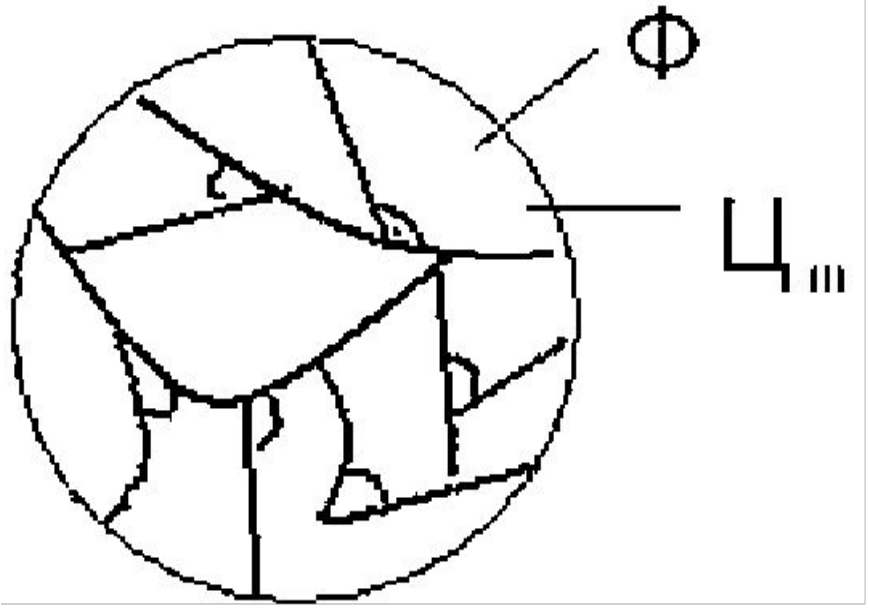


Рис. 20.3. Схема структуры технического Fe

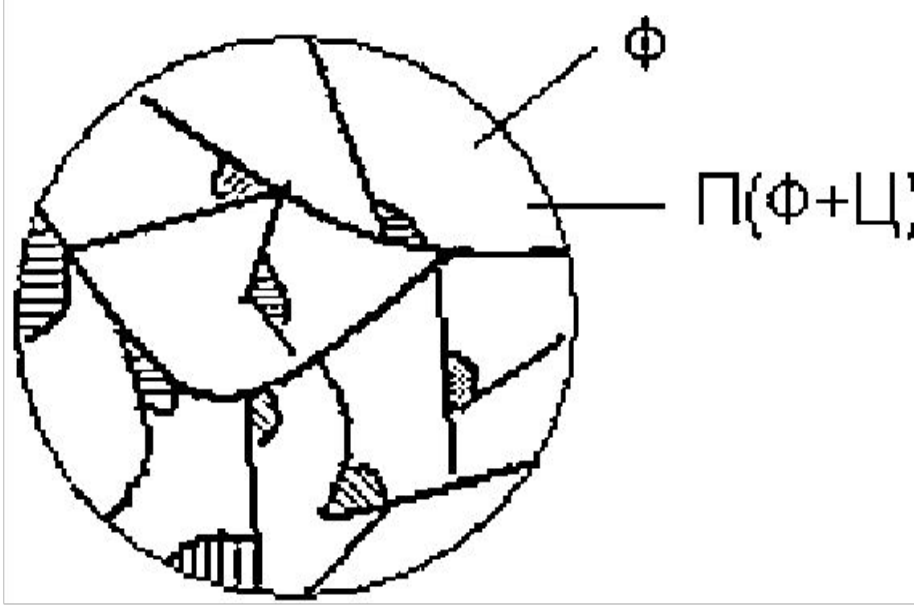


Рис. 20.4. Схема структуры доэвтектоидной стали

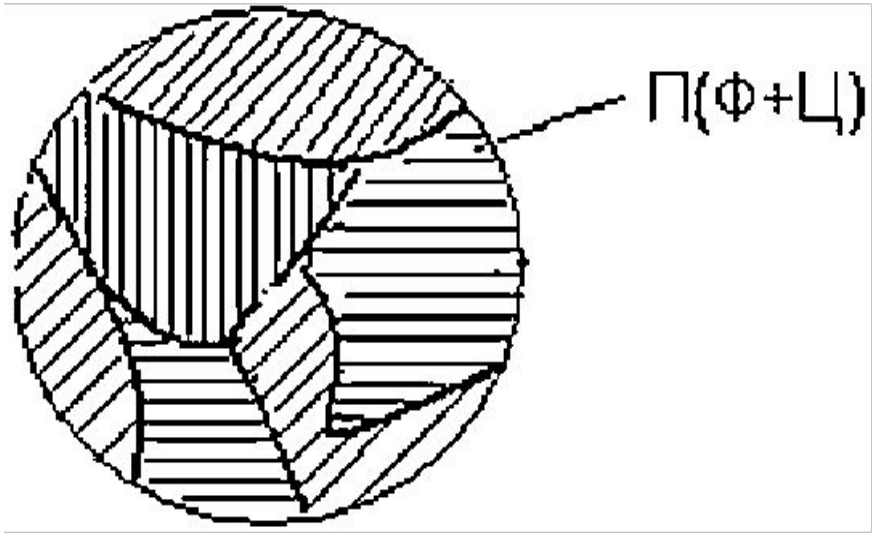


Рис. 20.5. Схема структуры эвтектоидной стали

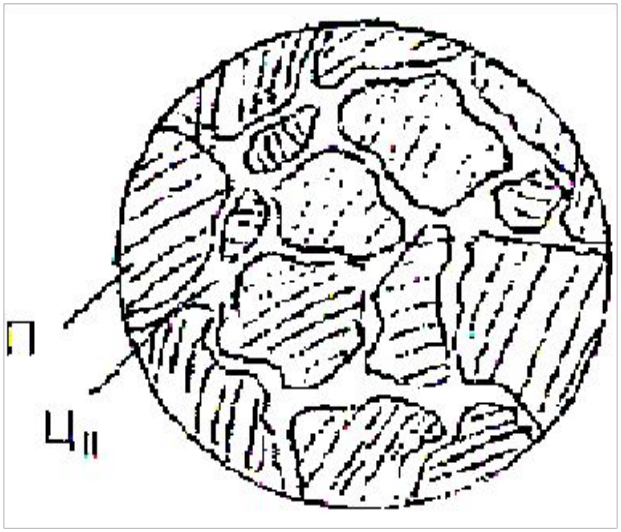
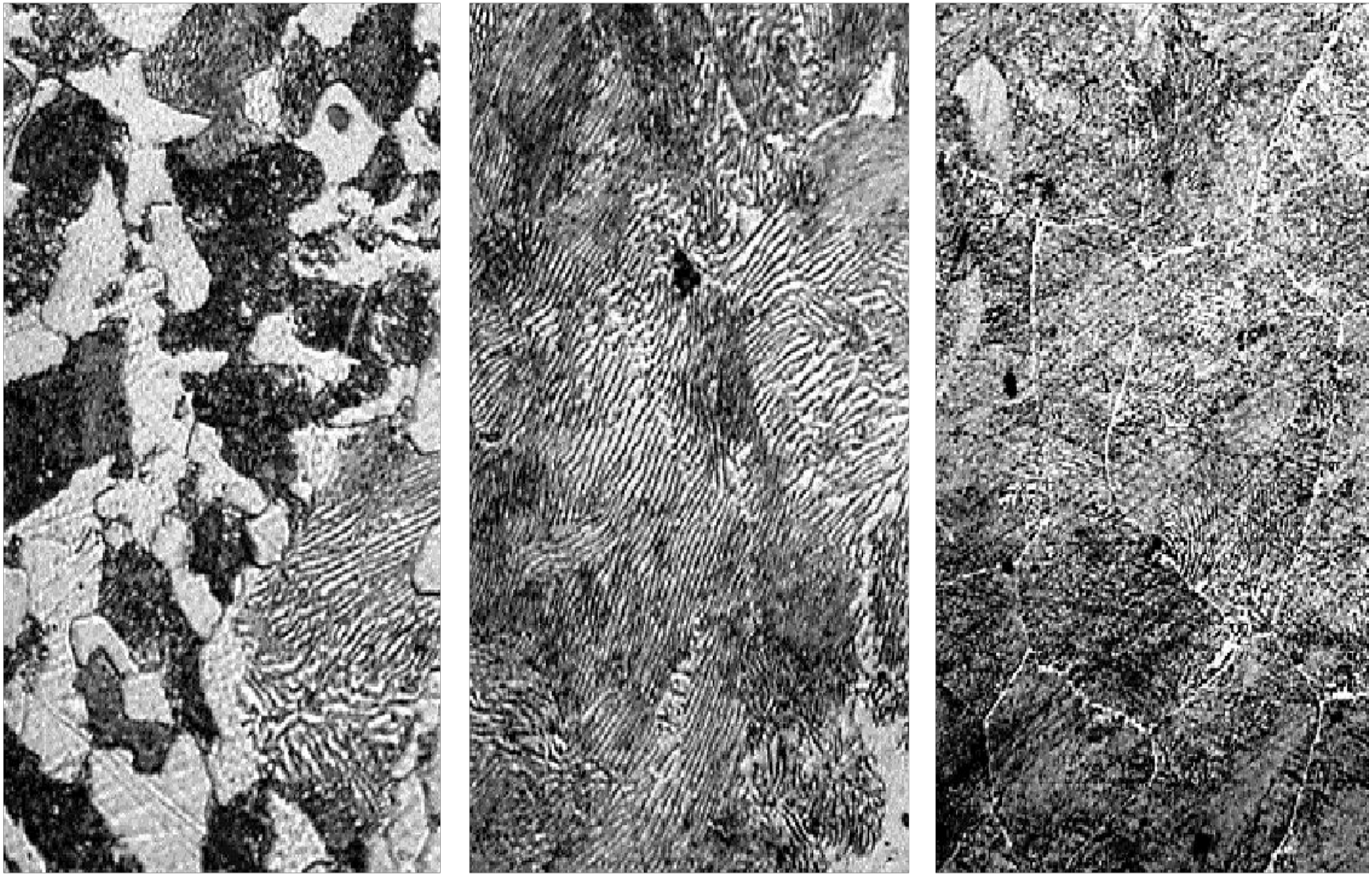


Рис. 20.6. Схема структуры заэвтектоидной стали



(а) (б) (в)

Рис. 20.7. Равновесная структура доэвтектоидной (а), эвтектоидной (б) и заэвтектоидной стали (в)

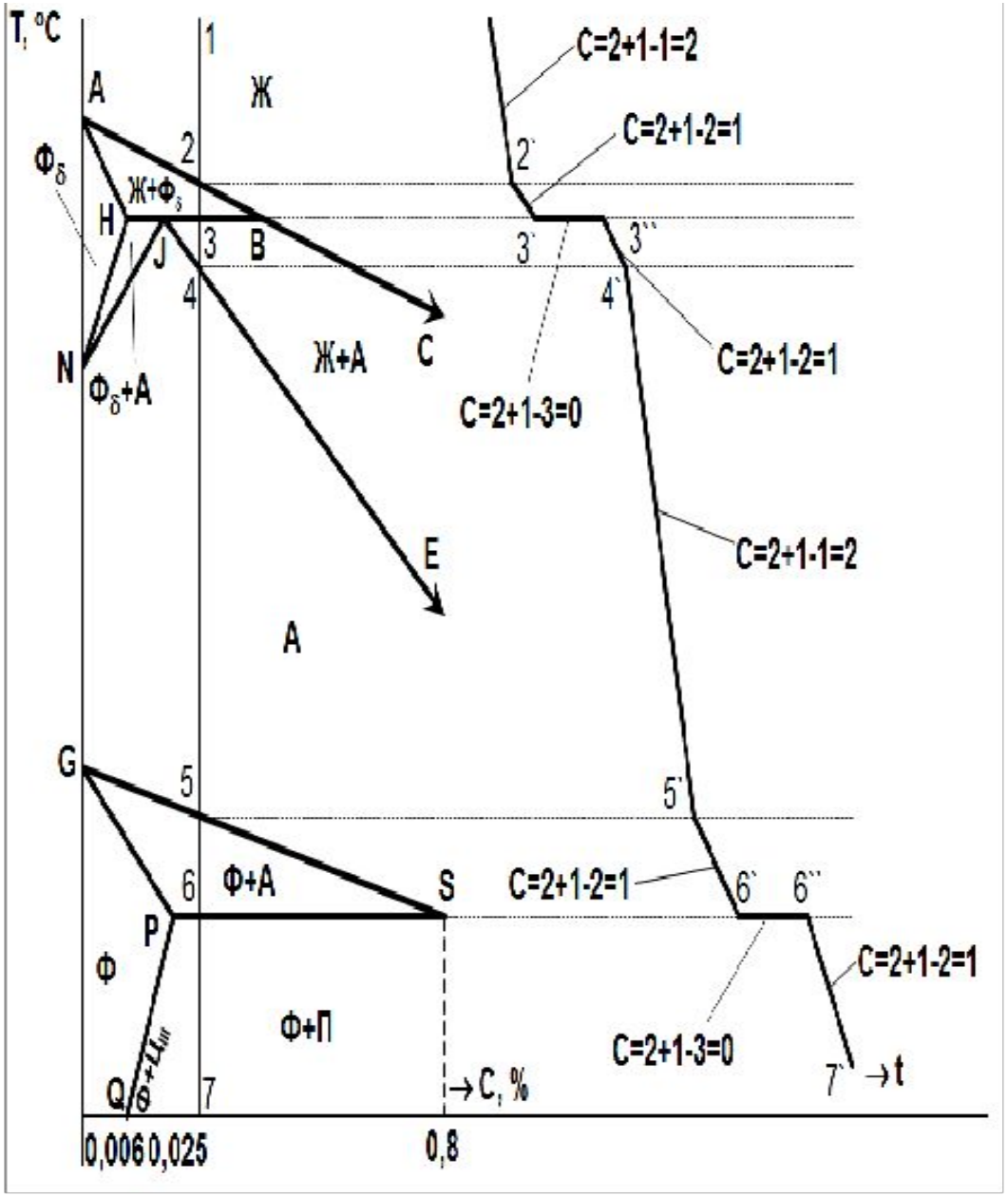


Рис. 20.8. Кривая охлаждения малоуглеродистой стали

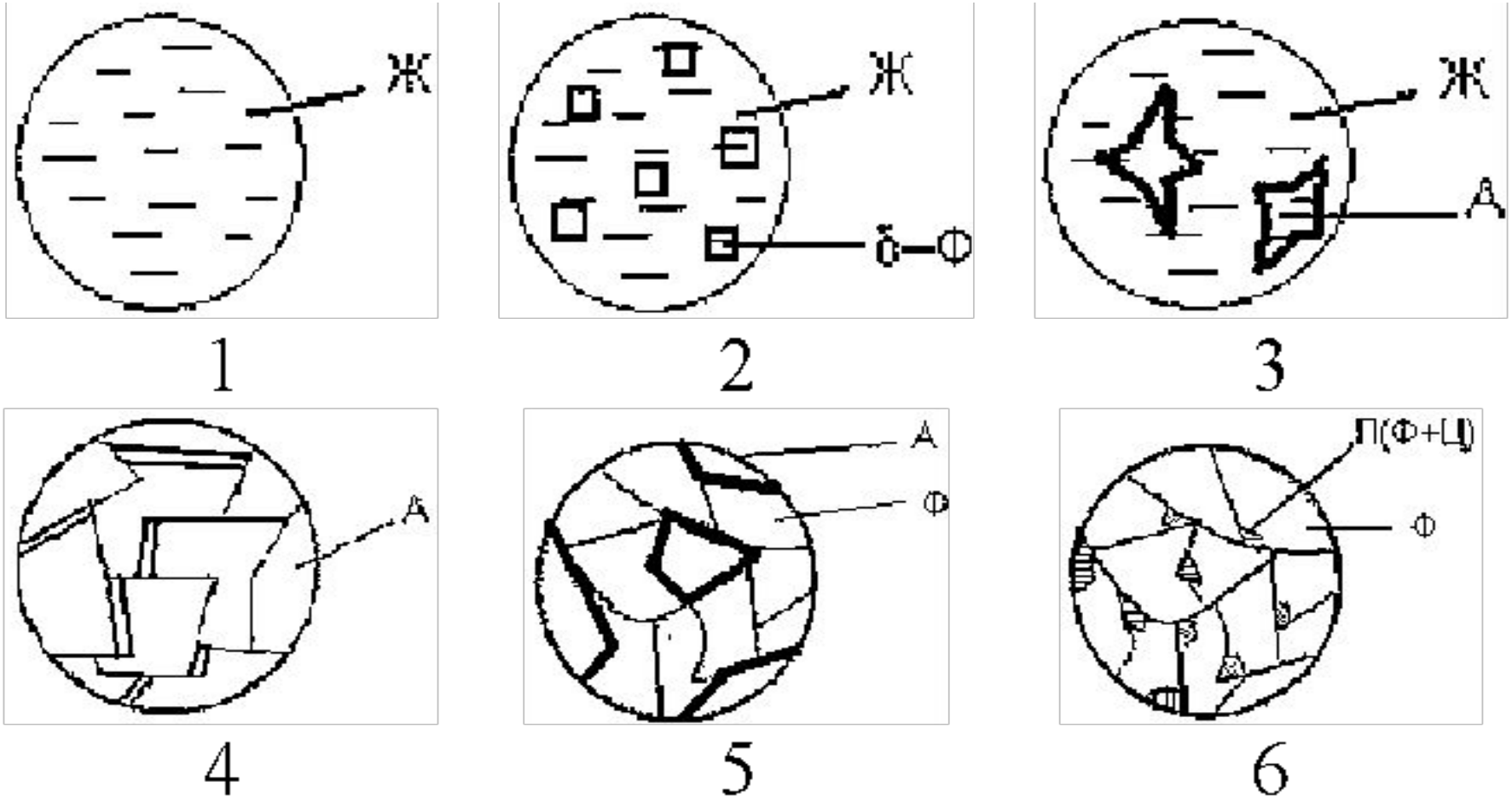


Рис. 20.9. Схема изменения структуры малоуглеродистой стали в процессе кристаллизации и твёрдофазных превращений (1→6)

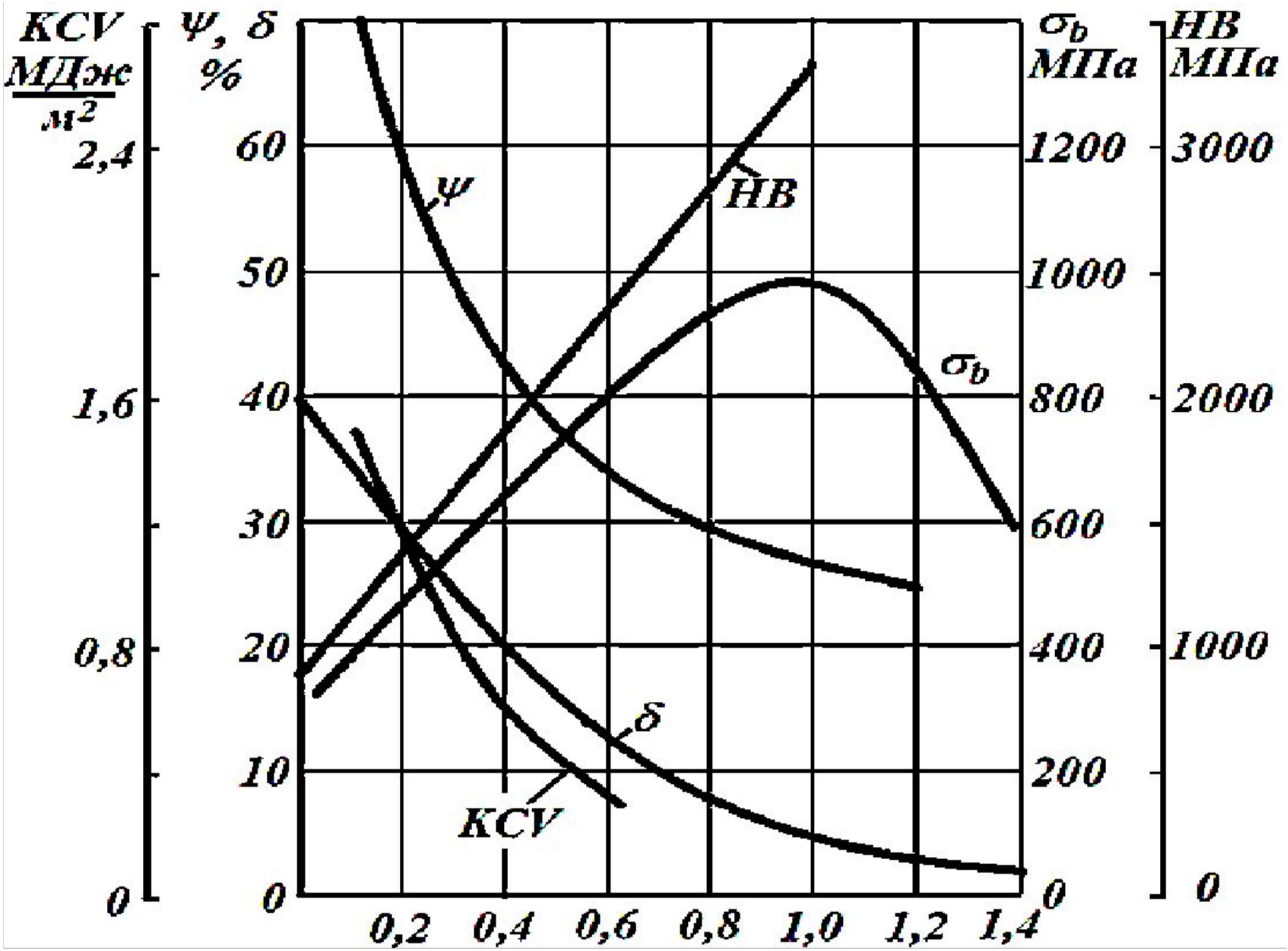


Рис. 21.1. Влияние С на свойства сталей

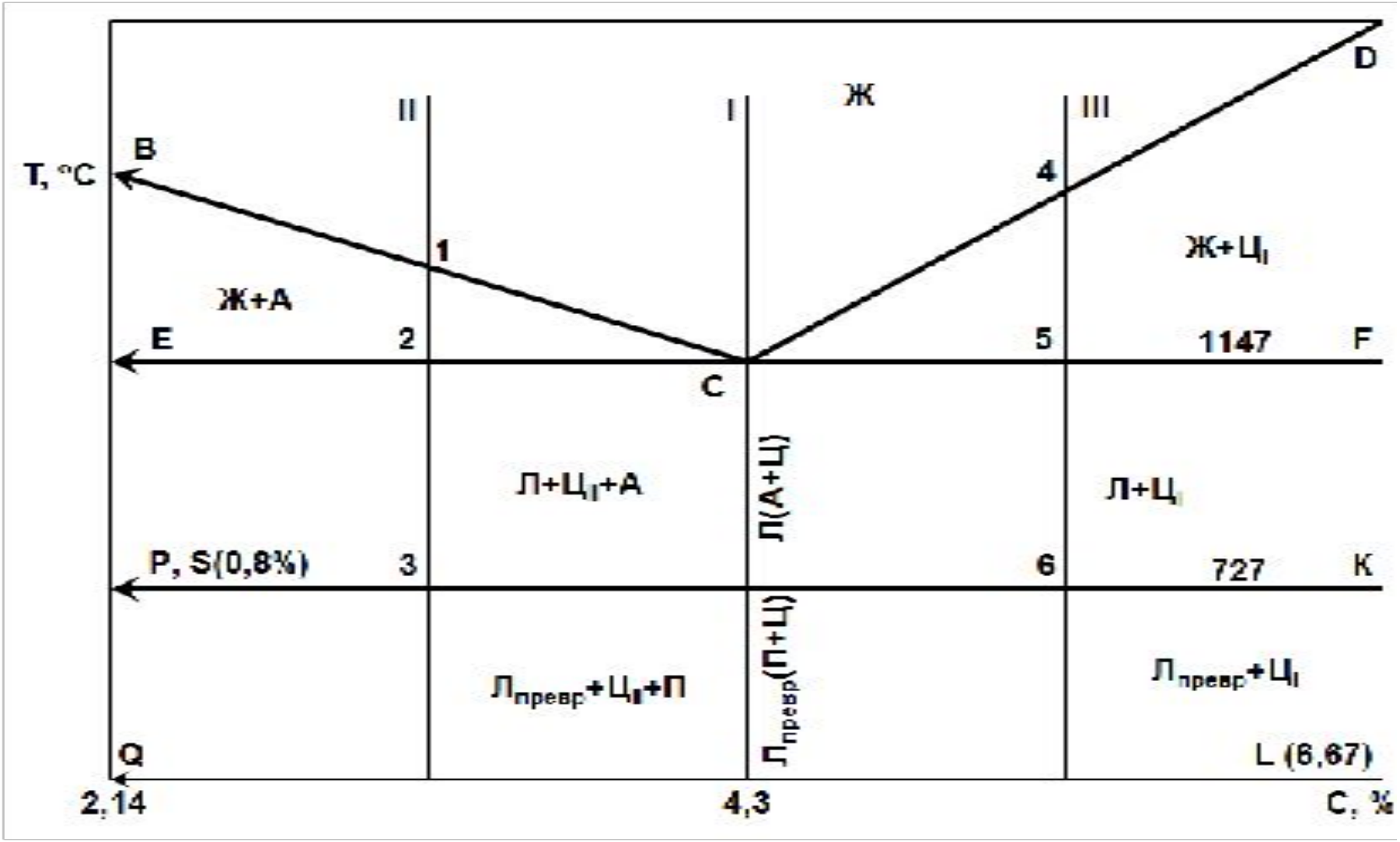
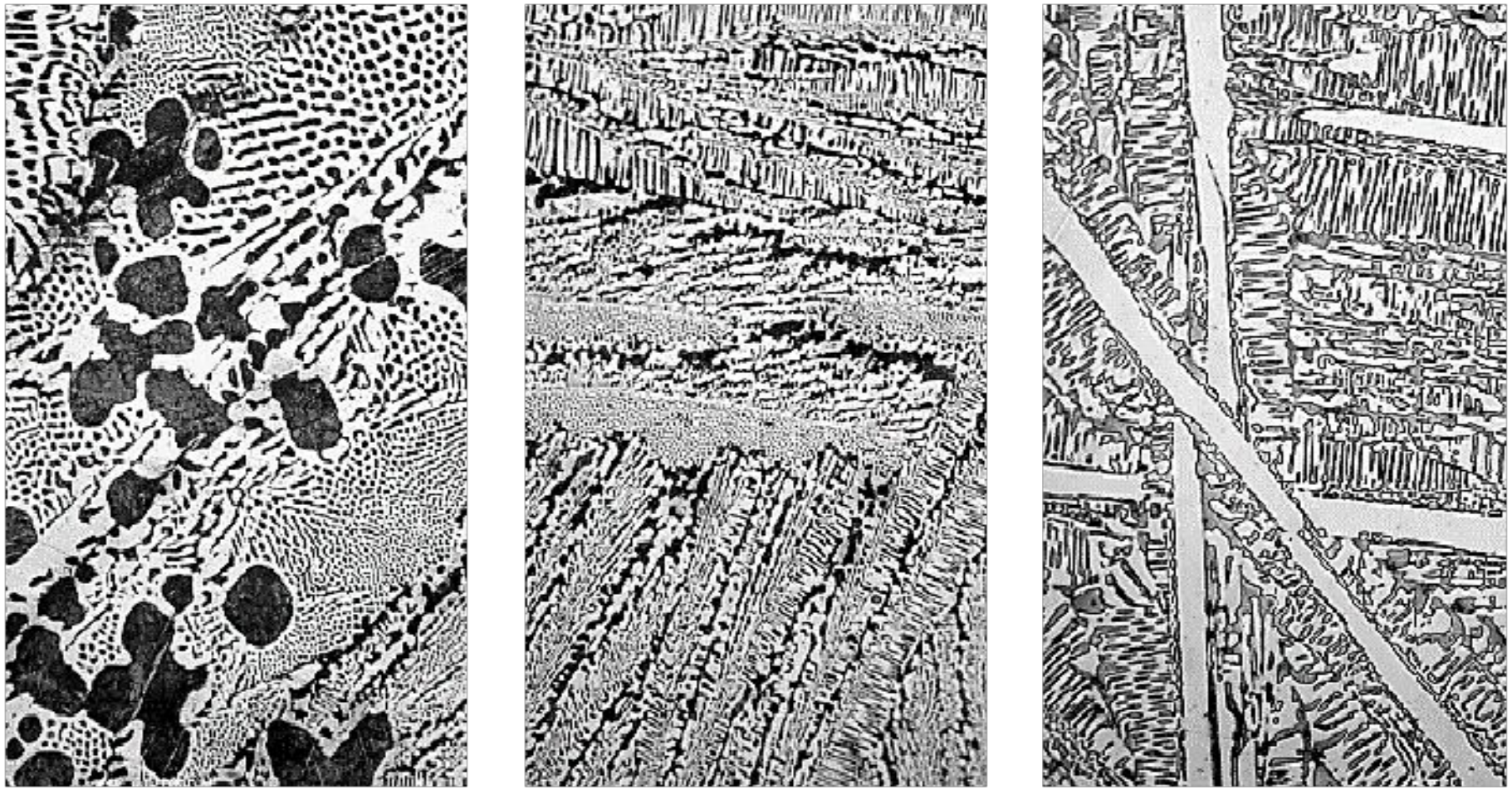


Рис. 22.1. Правая часть диаграммы «Fe-Fe_3C»



а) б) в)

Рис. 22.2. Микроструктура доэвтектического (а), эвтектического (б) и заэвтектического (в) белых чугунов

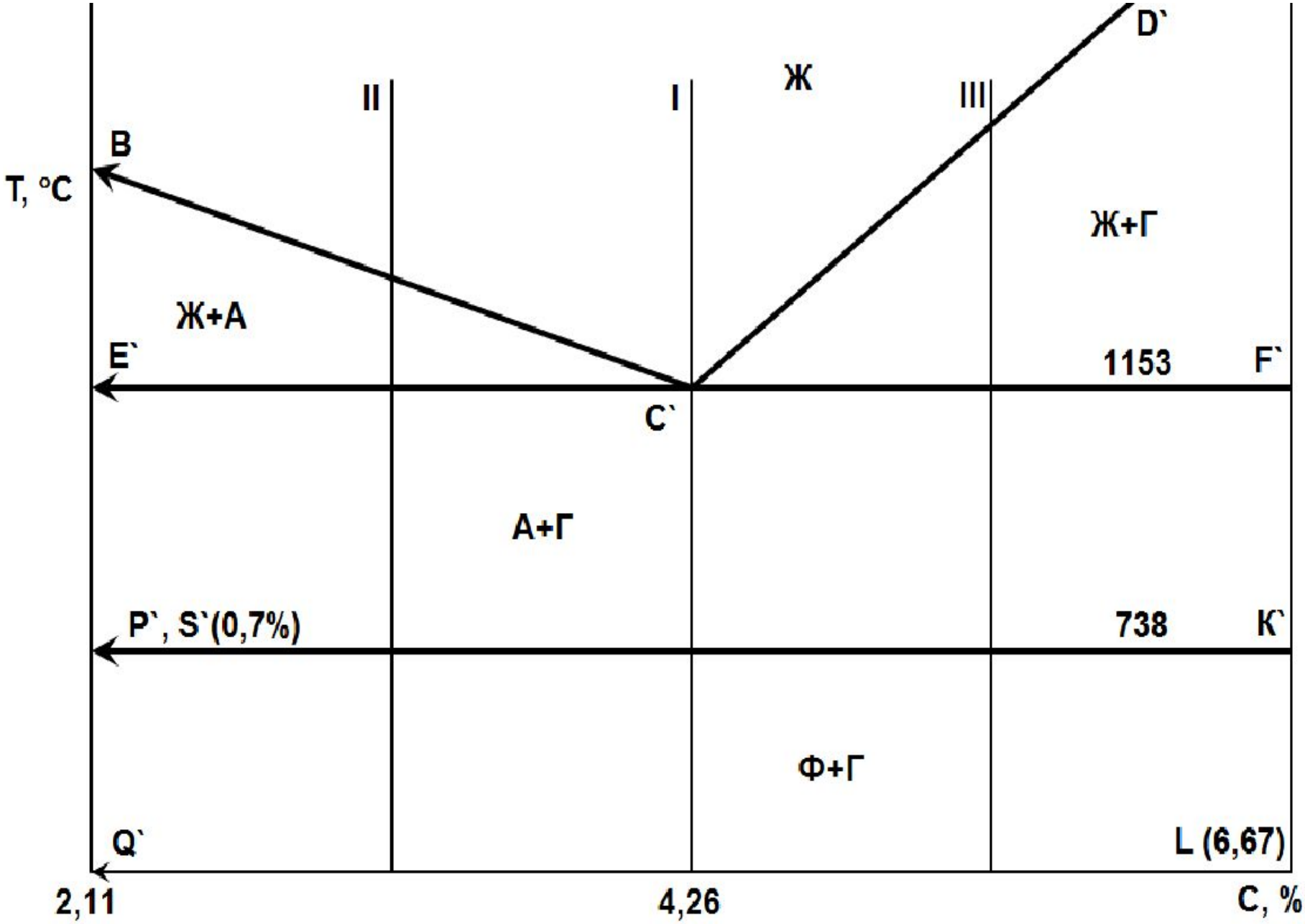


Рис. 23.1. Правая часть диаграммы «Fe-Г»

Узловые точки диаграммы «Fe-Г» и их значение			
Точка	***Температура, °С***	***Концен-ция С, %***	***Значение точки***
C'	1153	4,26	Эвтектическая точка. Определяет состав жидкости, испытывающей эвтектическое превращение
D'	~3500	100	Температура плавления (кристаллизации) Г
E'	1153	2,11	Точка максимальной растворимости С в А
S'	738	0,7	Эвтектоидная точка, определяет состав аустенита, испытывающего эвтектоидное превращение

Пунктирные линии диаграммы «Fe-Г» и их значение	
Линия	***Значение линии***
C'D'	Ликвидус для Г
E'C'F'	Эвтектическое превращение: $Ж_{C'} \rightarrow (A_{E'} + Г)$
E'S'	Линия предельной растворимости С в А, находящемся в равновесии с Г. Начало выделения Г из А при охлаждении
P'S'K'	Эвтектоидное превращение: $A_{S'} \rightarrow (Ф_{P'} + Г)$
Q'P'	Линия предельной растворимости С в Ф, находящемся в равновесии с Г. Начало выделения Г из Ф при охлаждении

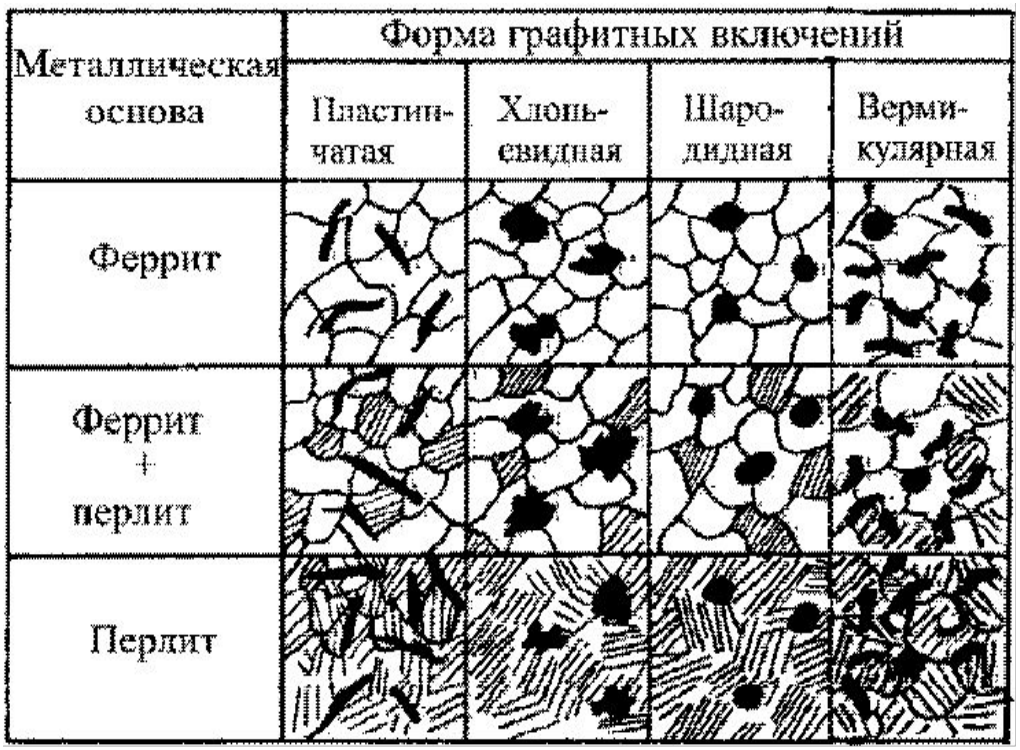


Рис. 24.1. Классификация графитизированных чугунов по форме графита и металлической основе

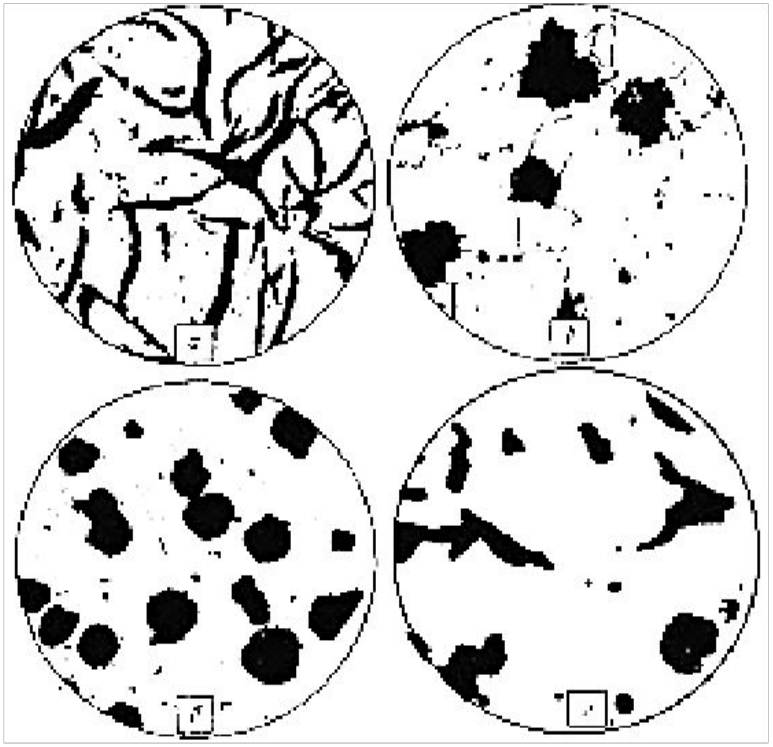


Рис. 24.2. Разновидности формы графитных включений в структуре графитизированных чугунов

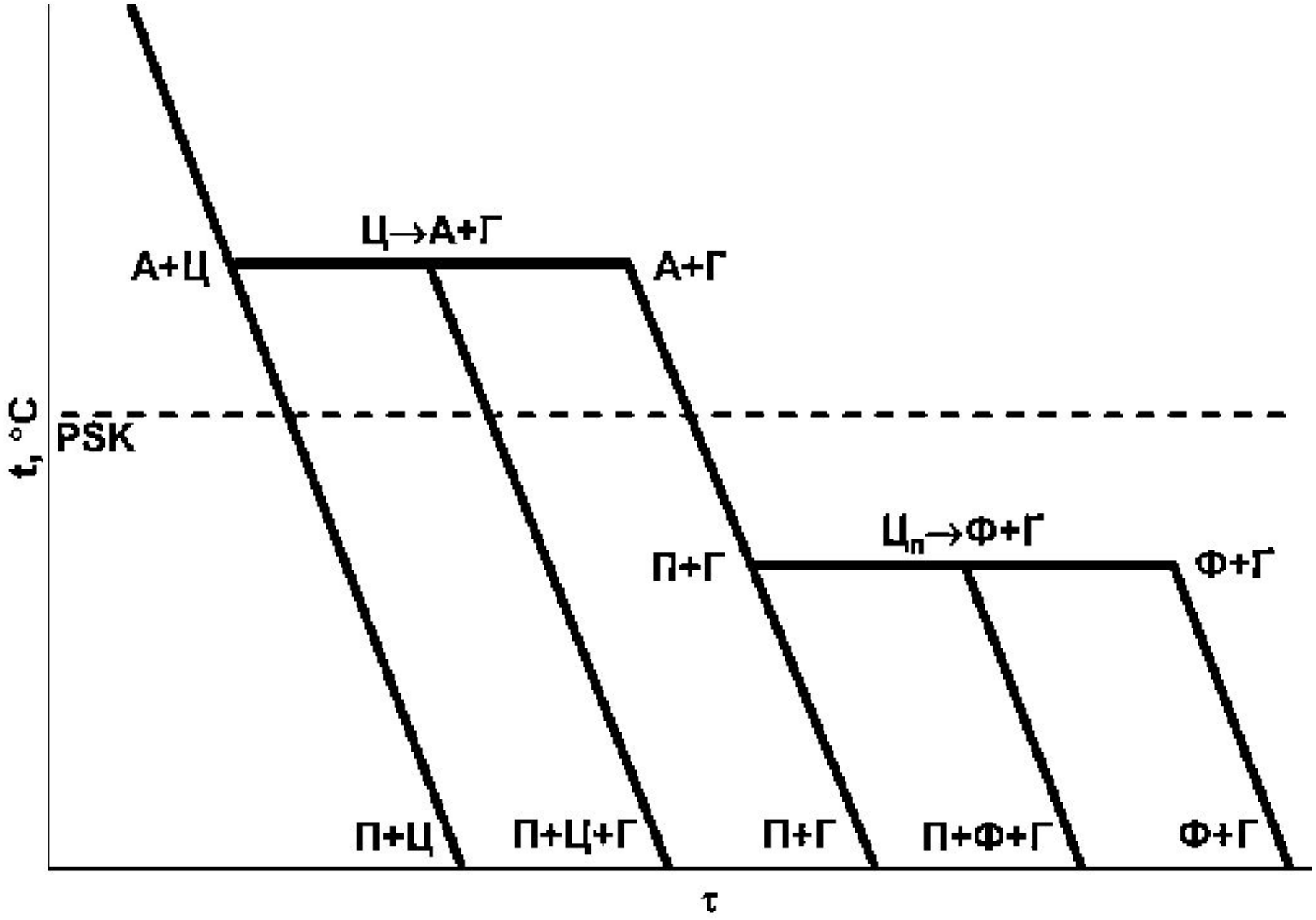


Рис. 24.3. Схема образования структур чугуна при графитизации

Чугун	Марка/Металлическая основа										
СЧ	10	15	20	25	30	35					
	ФП	ПФ	П	П	П	П					
ВЧ	35	40	45	50	60	70	80	100			
	Ф	Ф	ФП	ФП	ПФ	ПФ	П	П			
КЧ	30	33	35	37	45	50	55	60	65	70	80
	Ф	Ф	Ф	Ф	ФП	ФП	ФП	ПФ	ПФ	ПФ	П
ЧВГ	30	35	40	45							
	Ф	ФП	ПФ	П							
ФП, при %Ф > %П **ПФ, при %П > %Ф** **Ф или П при %Ф или %П > 85%**											

Рис. 24.4. Металлическая основа марок графитизированных чугунов