

**ТОЛЬЯТТИНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ**

**КАФЕДРА «МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕХАНИКА  
МАТЕРИАЛОВ»**

**Модуль 3: Термодинамические основы фазовых  
превращений**

**ДЕ 1. Основы строения и свойства материалов.  
Фазовые превращения**

**Раздел. 1.3. Процесс кристаллизации и фазовые  
превращения в сплавах. Основные типы диаграмм  
состояния**

**Составитель Богданова Н.В.**

Использован интернет-ресурс ( лекции Сивенкова А.В., каф. МТМиП СЗТУ)

# Механизм кристаллизации

Рис. 9. Изменение энергии Гиббса  $G$  металла в жидком  $G_{ж}$  и  $G_{т}$  состояниях в зависимости от температуры ( $T_k$  - температура, при которой происходит кристаллизация)

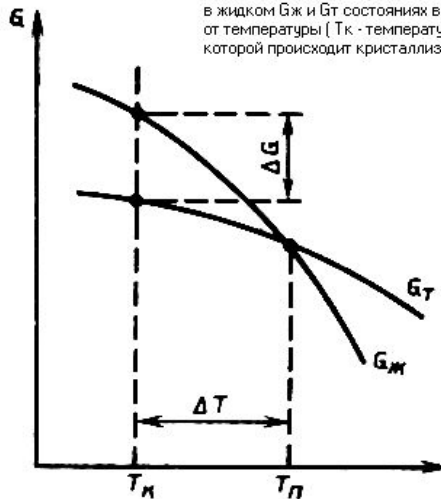
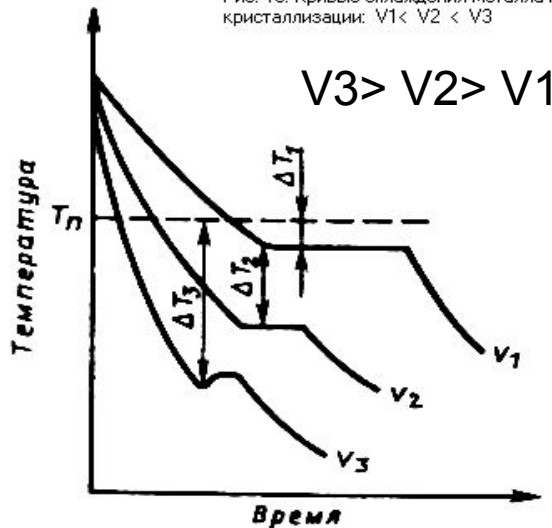


Рис. 10. Кривые охлаждения металла при кристаллизации:  $v_1 < v_2 < v_3$



**Кристаллизация** – это процесс перехода металла из жидкого состояния в твердое (кристаллическое)

Чем больше скорость охлаждения, тем больше степень переохлаждения и меньше время кристаллизации.

**Образование зародышей кристаллизации.** С понижением температуры степень ближнего порядка и размер микрообъектов с ближним порядком возрастает. Образуются фазовые флуктуации, в которых атомы упакованы так же, как в кристаллах. Они превращаются в центры кристаллизации.

**Процесс кристаллизации.** Происходит рост как ранее образовавшихся зародышей, так и появление и рост новых зародышей. Когда растущие зерна сталкиваются друг с другом, образуется граница зерна

**Форма зерен.** При свободном росте кристаллы имеют более или менее правильную геометрическую форму. В конечном итоге жидкость полностью исчезает, и металл состоит из отдельных зерен неправильной формы или кристаллитов.

**Кристаллическая решетка зерен. Границы.** Каждое зерно имеет одну и ту же кристаллическую решетку. Так как кристаллизация отдельных зерен происходит независимо друг от друга, их кристаллические решетки оказываются произвольно ориентированными в пространстве, а на границе двух соседних зерен имеется переходная зона от кристаллической решетки одного зерна к кристаллической решетке соседнего.

Границы зерен обладают большим количеством дефектов. Эти границы называются большеугловыми.

# Самопроизвольная кристаллизация

Изменение свободной энергии металла



Кривые охлаждения при кристаллизации

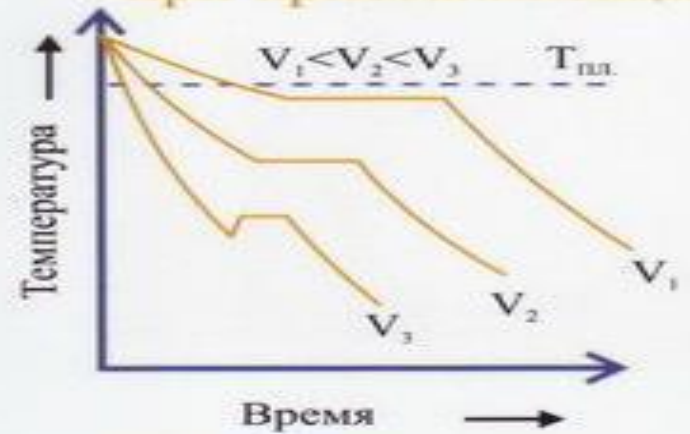
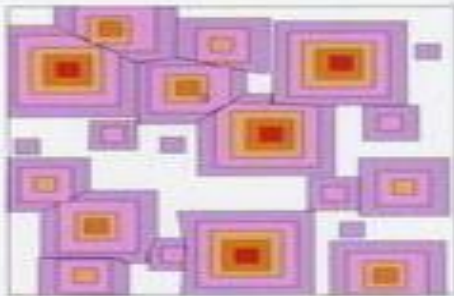
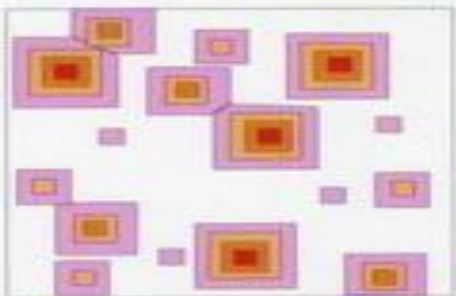


Схема процесса кристаллизации



# Критический зародыш. Размер критического зародыша

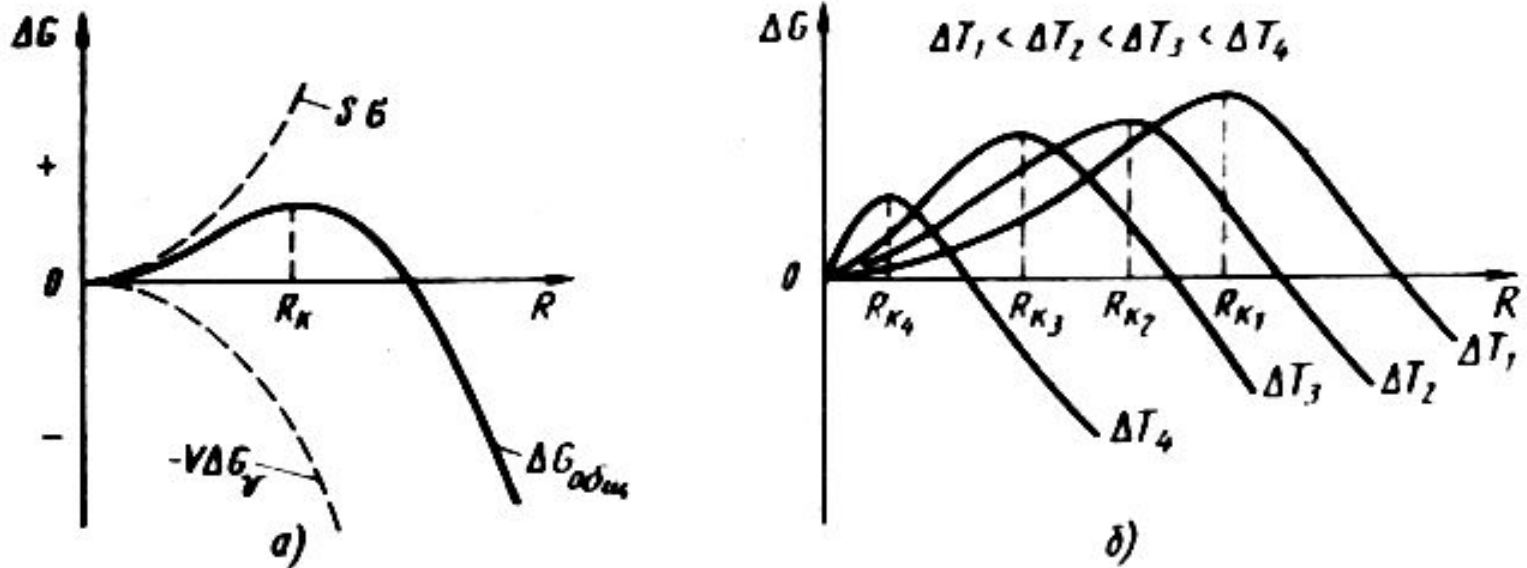


Рис. 12. Изменение энергии Гиббса при образовании зародышей кристалла в зависимости от их размера  $R$  (а) и степени переохлаждения  $dT$  (б)

Рост зародышей возможен только при условии, если они достигли определенной величины, начиная с которой их рост ведет к уменьшению энергии Гиббса.

Изменение свободной энергии металла при его кристаллизации состоит в основном из двух частей:

$\Delta F_1$  - уменьшение свободной энергии тела за счет того, что свободная энергия жидкого состояния при кристаллизации больше свободной энергии твердого состояния при кристаллизации.

$\Delta F_2$  – увеличение энергии системы за счет появления в металле поверхности раздела между жидким и твердым состоянием и энергия системы возрастает на величину поверхностной энергии

$$\Delta F = \Delta F_1 + \Delta F_2 = -\Delta f \cdot \frac{4}{3}\pi r^3 + 4\pi r^2 \sigma$$

- полное изменение свободной энергии

С увеличением степени переохлаждения  $\Delta T$  радиус критического зародыша уменьшается.



# Свободная энергия Гельмгольца и Гиббса

**Свободная энергия Гельмгольца** для системы с постоянным числом частиц определяется по формуле:

$$F = U - TS$$

где  $U$  — внутренняя энергия,

$T$  — абсолютная температура,

$S$  — энтропия.

**Свободная энергия Гиббса** (или просто **энергия Гиббса**, или **потенциал Гиббса**, или **термодинамический потенциал** в узком смысле) — это величина, показывающая изменение энергии в ходе химической реакции и дающая таким образом ответ на принципиальную возможность протекания химической реакции; это термодинамический потенциал следующего вида:

$$F = U + PV - TS$$

где  $P$  и  $V$  - давление и объем

- Энергию Гиббса можно понимать как полную химическую Энергию Гиббса можно понимать как полную химическую энергию системы (кристалла, жидкости и т. д.)
- Понятие энергии Гиббса широко используется в термодинамике Понятие энергии Гиббса широко используется в термодинамике и химии.
- Самопроизвольное протекание изобарно-изотермического процесса определяется двумя факторами: энтальпийным, связанным с уменьшением энтальпии системы ( $\Delta H$ ), и энтропийным  $T \Delta S$ , обусловленным увеличением беспорядка в системе вследствие роста ее энтропии. Разность этих термодинамических факторов является функцией состояния системы, называемой изобарно-изотермическим потенциалом или свободной энергией Гиббса ( $G$ , кДж)

# Самопроизвольная кристаллизация

Изменение свободной энергии ( $\Delta F$ )  
при кристаллизации

$$\Delta F = -V\Delta f + S\sigma$$

где

$\Delta f$  - разность удельных свободных энергий  
жидкой и твердой фаз

$V$  - объём зародыша твердой фазы

$S$  - площадь поверхности зародыша

$\sigma$  - удельная поверхностная  
энергия межфазной границы

Для зародыша шаровидной формы

$$\Delta F = -4/3\pi r^3 \Delta f + 4\pi r^2 \sigma$$

где  $r$  - радиус зародыша

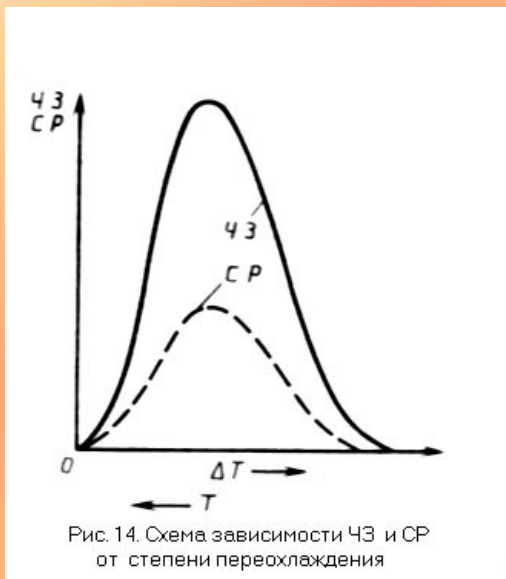
Критический радиус зародыша рассчитывается  
из следующего уравнения:

$$\frac{d\Delta F}{dr} = 0$$

Отсюда 
$$r^{кр} = \frac{2\sigma}{\Delta f}$$



# Скорость кристаллизации. Кривые Таммана



Чернов Д.К. установил основные законы кристаллизации.

Скорость кристаллизации зависит от двух параметров:

- От числа зародышей кристаллизации, которые появляются в единицу времени в объеме металла, то есть от скорости образования новых зародышей
- От скорости роста размера зародыша

С увеличением  $\Delta T$  растет число зерен металла, получается более мелкозернистая структура.

С другой стороны при увеличении  $\Delta T$  снижается температура кристаллизации, уменьшается коэффициент диффузии, а следовательно и скорость диффузионных процессов кристаллизации.

**Гетерогенное образование зародышей.** Самопроизвольное образование может происходить только в высоко чистом жидком металле при больших степенях переохлаждения.

Чаще источником образования зародышей являются всевозможные твердые частицы, которые всегда присутствуют в расплаве.

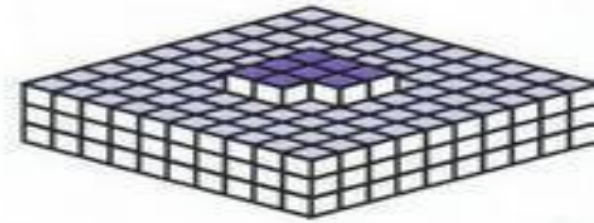
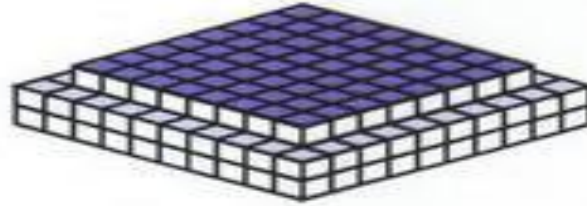
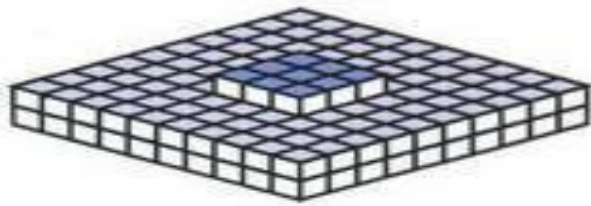
Если частица примеси имеют одинаковую кристаллическую решетку с решеткой затвердевающего металла (изоморфные примеси) и параметры сопрягающихся решеток примеси и кристаллизующегося вещества отличаются не более, чем на 9%, то они играют роль **готовых центров кристаллизации**.

**Модифицирование** - использование специально вводимых в жидкий металл примесей (модификаторов) для получения мелкого зерна по описанному выше механизму (карбиды, нитриды, оксиды).

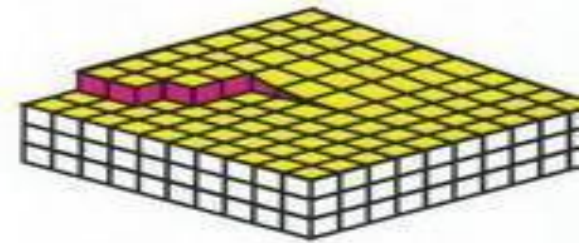
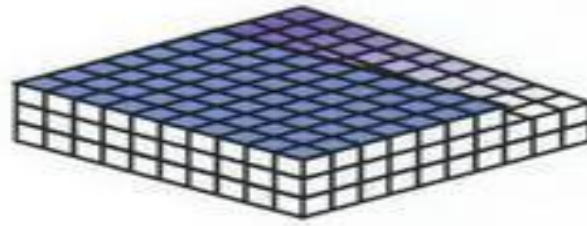
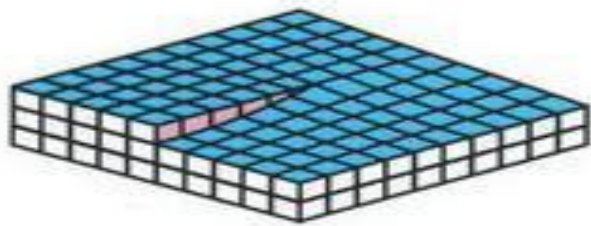


# Рост зародышевых центров

*с образованием двумерного зародыша*



*при наличии винтовой дислокации*



## Параметры кристаллизации

Ч.Ц. - число зародышевых центров, возникающих в единице объема за единицу времени

С.Р. - скорость увеличения линейных размеров растущего кристалла

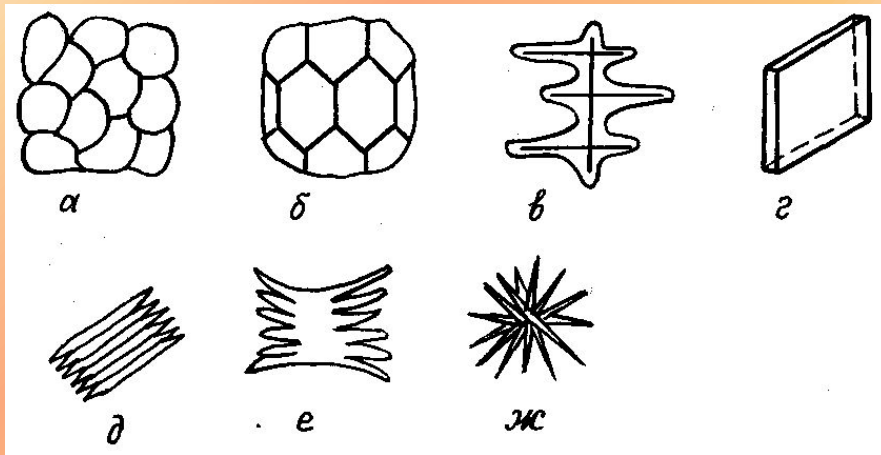


## Кинетика кристаллизации

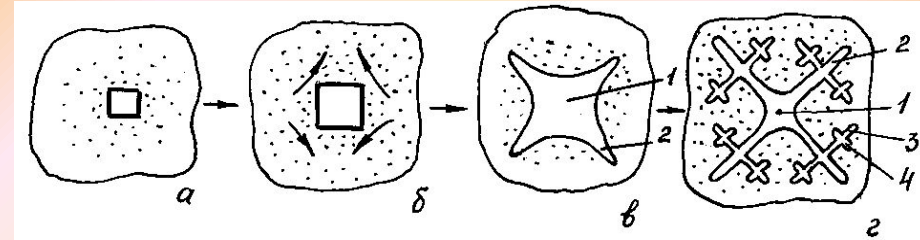




# Виды кристаллов. Дендриты. Механизм роста.



Виды кристаллов: а - равноосные; б) полиэдры; в) дендриты; г - пластинчатые; д - игольчатые; е - расщепленные; ж – сферолиты



## Процесс роста дендритов

Механизм их роста связан с наличием мелких частиц нерастворимых примесей и их броуновским движением.

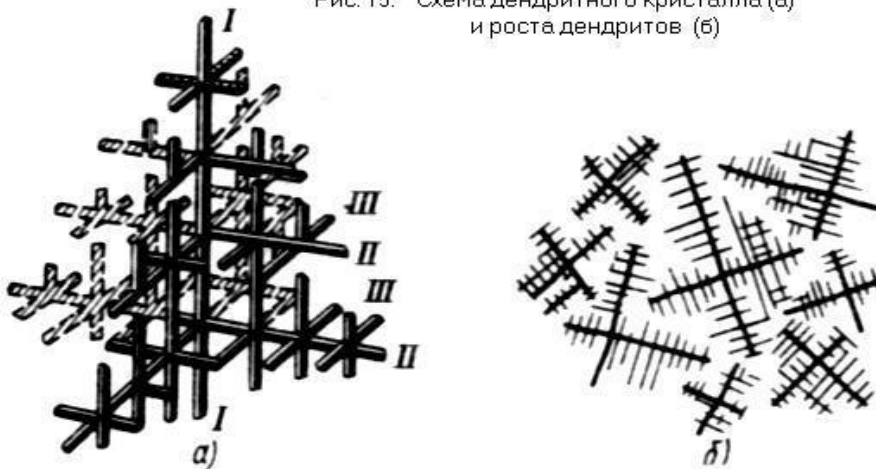
По мере роста кристалла примеси скапливаются перед его гранями, а конвективные потоки очищают углы кристалла, которые разрастаются, опережая в своем росте грани (рост граней замедляется частицами примесей).

Средняя часть кристалла, удлиняясь, образует оси первого порядка, а его углы - оси второго порядка.

Вследствие образования бугорков на осях второго порядка (например, за счет «приваривания» к ним трехмерных зародышей), образуются оси третьего порядка и т.д.

## Дендритная ликвация

Рис. 15. Схема дендритного кристалла (а) и роста дендритов (б)



# Строение слитка

Схема дендритных кристаллов

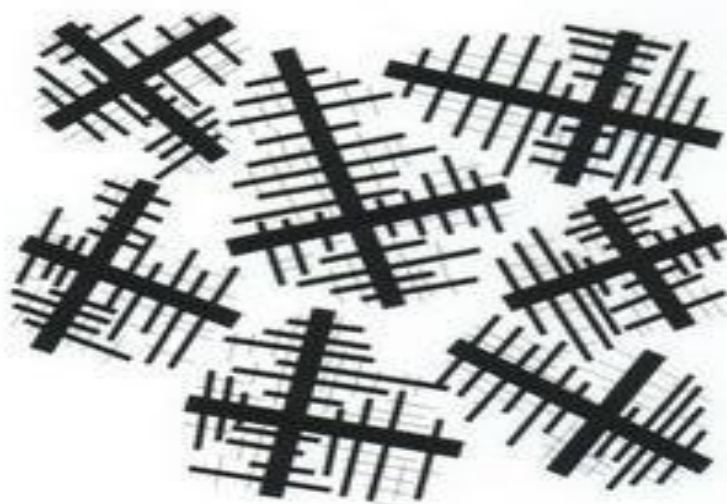
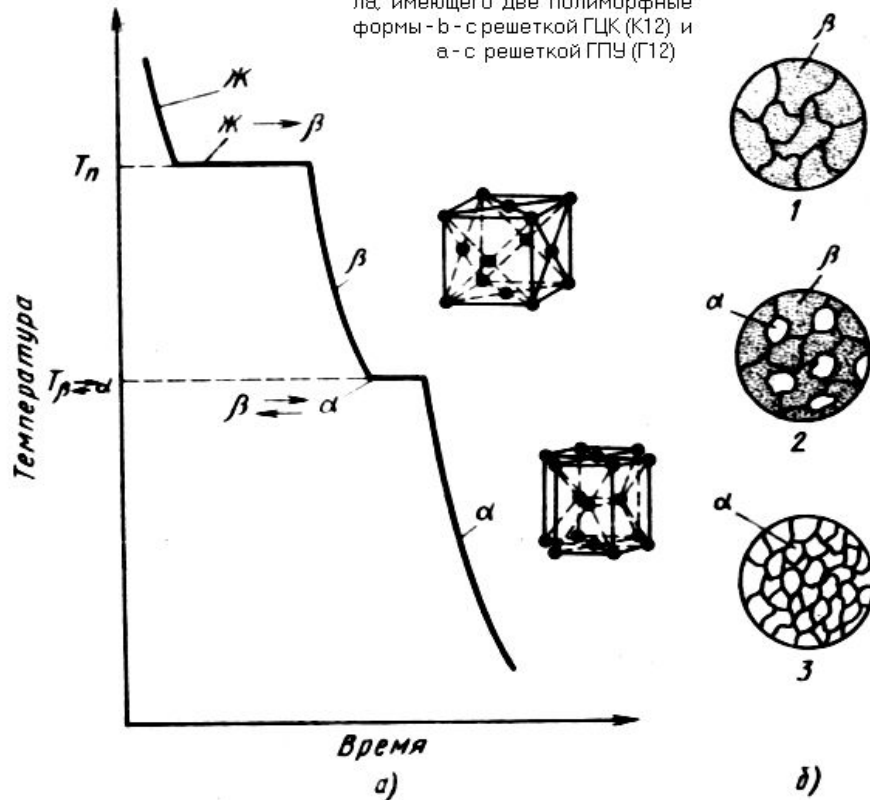


Схема макроструктуры слитка



# Полиморфные превращения

Рис. 17. Кривая охлаждения металла, имеющего две полиморфные формы -  $\beta$  - с решеткой ГЦК (К12) и  $\alpha$  - с решеткой ГПУ (Г12)



Многие металлы в зависимости от температуры могут существовать в разных кристаллических формах или, как их называют, в разных *полиморфных модификациях*

Полиморфную модификацию, устойчивую при более низкой температуре, для большинства металлов принято обозначать буквой  $\alpha$ , а при более высокой -  $\beta$ , затем  $\gamma$  и т.д.

Полиморфное превращение протекает вследствие того, что образование новой модификации сопровождается уменьшением энергии Гиббса.

Полиморфное превращение по своему механизму - кристаллизационный процесс, осуществляемый путем образования зародышей и последующего их роста

Известны полиморфные превращения для металлов  $Fe_a - Fe_b$ ,  $Ti_a - Ti_b$ ,  $Mn_a - Mn_b$  -  $Mn_g - Mn_s$ ,  $Sn_a - Sn_b$ ,



# Теория сплавов. Сплав. Компонент. Фаза. Химическое соединение.

**Сплав** - материал, имеющий металлические свойства и состоящий из двух или большего числа химических элементов, из которых хотя бы один является металлом.

**Компоненты** – вещества, которые образуют сплав

**Фаза** - однородная часть неоднородной системы, которая имеет границу раздела и взаимодействует с другими частями. В качестве фаз в сплавах могут быть: 1-жидкие растворы, 2-твердые растворы, 3-компоненты, 4- химические соединения, 5 – интерметаллиды.

**Химическое соединение** характеризуется строго определенным химическим составом и определенными температурами кристаллизации и плавления.

Кристаллическая решетка химического соединения отличается от кристаллической решетки тех элементов, из которых состоит это химическое соединение.

## Характерные особенности химических соединений

- Кристаллическая решетка отличается от решеток компонентов, образующих соединение.
- В соединении всегда сохраняется простое кратное соотношение компонентов. Это позволяет выразить их состав простой формулой  $A_n B_m$ , где А и В-существующие элементы; n и m - простые числа.
- Свойства соединения резко отличаются от свойств образующих их компонентов.
- Температура плавления (диссоциации) постоянная.
- Образование химического соединения сопровождается значительным тепловым эффектом.

В отличие от твердых растворов химические соединения обычно образуются между компонентами, имеющими большое различие в электронном строении атомов и кристаллических решеток. Например:  $Mg_2Sn$ ,  $M_2Pb$ ,  $Mg_2P$ ,  $Mg_3Sb$ ,  $Mg_3Bi_2$ ,  $Mg S$  и др. )

## Основные определения

**Фазой** называют совокупность однородных частей сплава (системы), одинаковых по химическому составу, атомному строению и отделенных от других частей системы поверхностью раздела

**Система** - совокупность взаимодействующих фаз, образующих сплав.

**Компонентами** сплава (системы) называются химические элементы и соединения, из которых может быть образована любая фаза сплава.

**Число степеней свободы** - количество независимых термодинамических переменных, полностью описывающих состояние системы.

Число степеней свободы ( $f$ ) подчиняется

**правилу фаз Гиббса:**  $f = K - \Phi + 1$  ,

где  $K$  - число компонентов, образующих систему;

$\Phi$  - количество фаз, находящихся

в равновесии



# Твердые растворы

**Твердыми растворами** называют фазы, в которых один из компонентов сплава (растворитель) сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы других (или другого) компонентов располагаются в решетке первого компонента, изменяя ее размеры (периоды).

Таким образом, твердый раствор, состоящий из двух или нескольких компонентов, имеет один тип решетки и представляет собой одну фазу

Твердые растворы бывают трех видов: **внедрения, замещения, вычитания**

В твердых растворах **внедрения** атомы основного элемента растворителя находятся в узлах кристаллической решетки. Атомы-примеси располагаются в междуузлиях, между атомами основного элемента. Образуются только в тех условиях, когда диаметр атома растворенного элемента невелик (C, N, H).

В твердых растворах **замещения** атомы основного элемента находятся в узлах кристаллической решетки. Атомы – примеси – замещают часть атомов основного элемента в узлах кристаллической решетки.

Примеры ГЦК - решетка: Ag-Au, Ni - Cu, Ni - Rd. ОЦК - решетка: Mo-W, V - Ti

Твердые растворы **вычитания** образуются в химических соединениях при недостатке одного из элементов до стехиометрического состава.

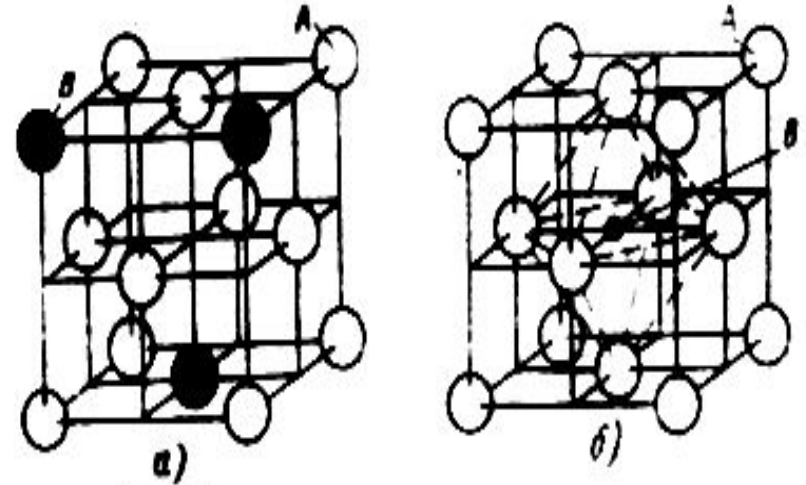
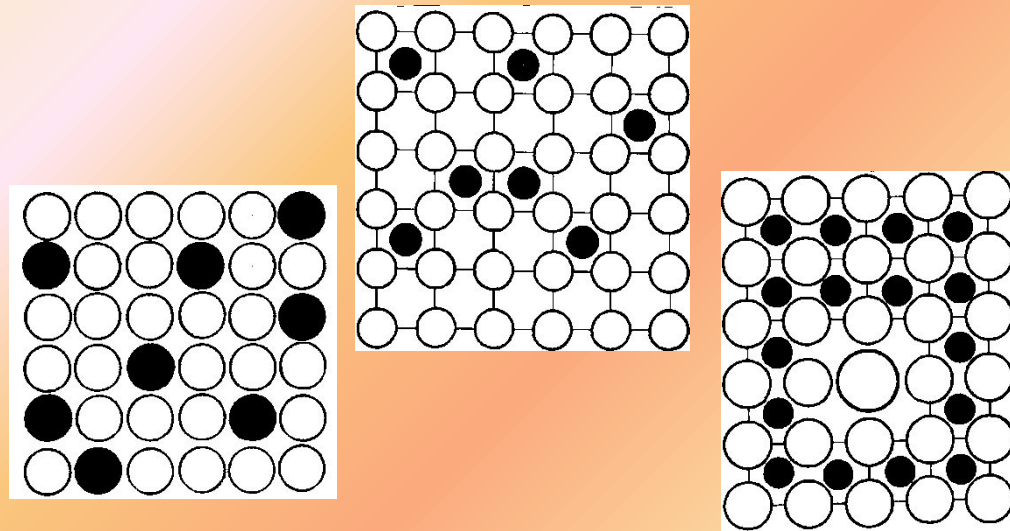


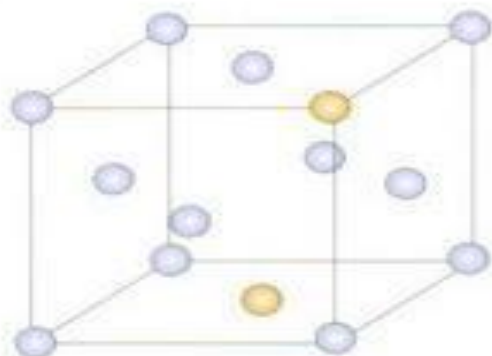
Рис. 18 Кристаллическая решетка твердого раствора замещения (а) и внедрения (б)





# Твердые растворы замещения

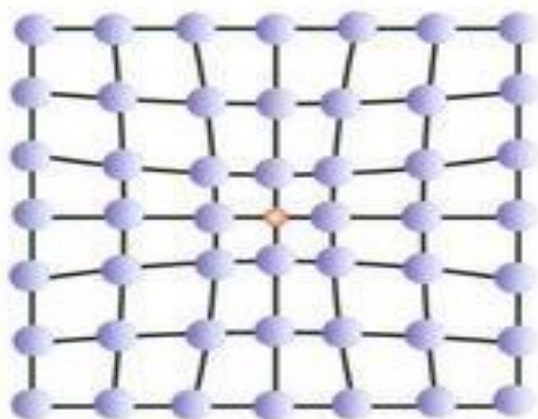
Растворы такого типа образуются путем замены атомов металла - растворителя в его кристаллической решетке атомами растворенного элемента



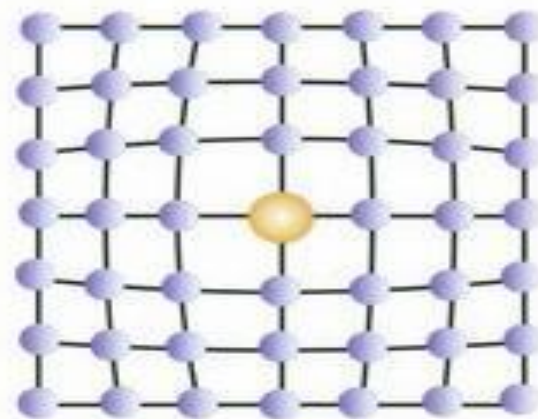
● – Атом растворителя

● – Атом растворенного элемента

Искажения кристаллической решетки  
в твердых растворах замещения



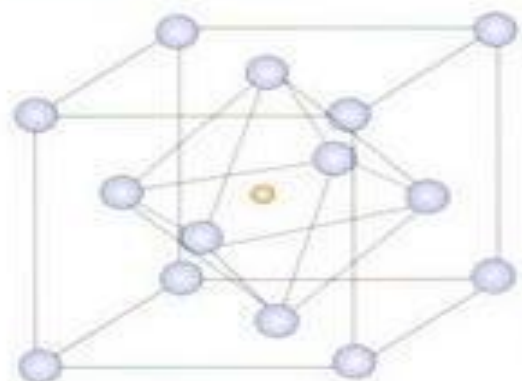
Атом растворяемого элемента  
меньше атома растворителя



Атом растворяемого элемента  
больше атома растворителя

# Твердые растворы внедрения

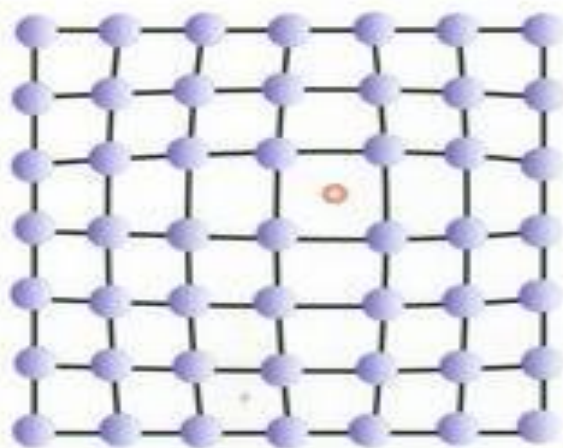
Растворы такого типа образуются путем размещения атомов растворяемого элемента в порах решетки растворителя



- Атом растворителя
- Атом растворенного элемента

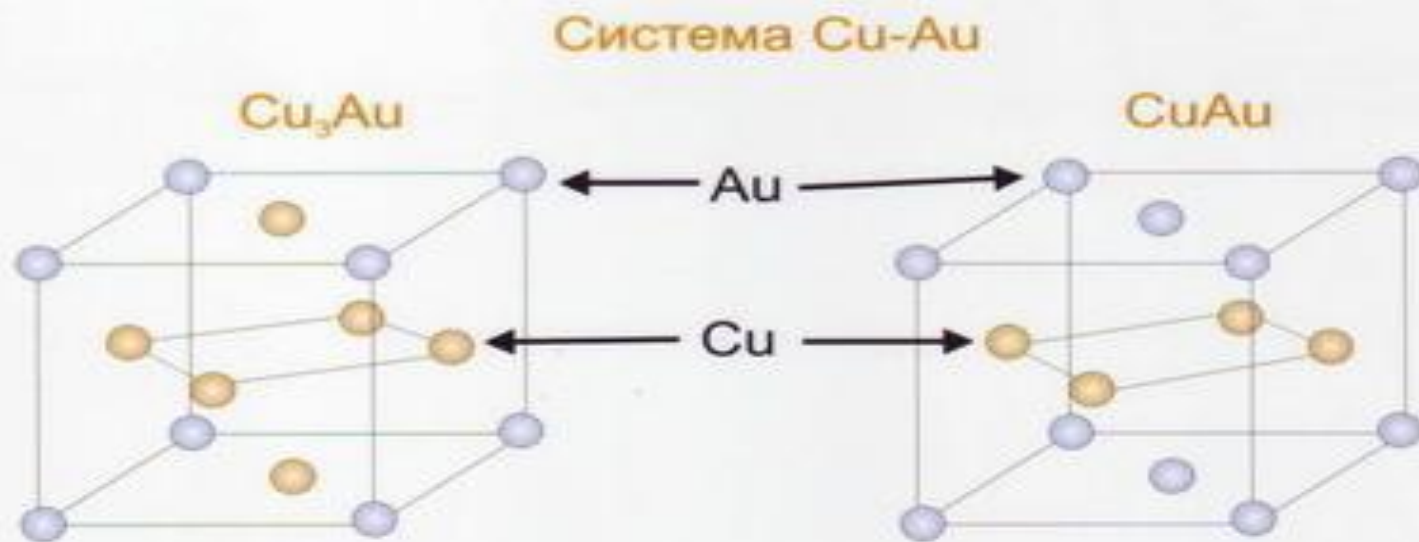
Твердые растворы внедрения образуются в случае, когда радиус атома растворенного элемента невелик. Например, при растворении в железе атомов углерода, азота или водорода.

Искажения кристаллической решетки  
в твердых растворах внедрения



# Упорядоченные твердые растворы (сверхструктуры)

Они представляют твердые растворы замещения, в которых атомы растворителя и растворенного элемента занимают определенные положения в кристаллической решетке.



Упорядочение наблюдается при относительно невысоких температурах. В случае нагрева до определенной температуры (точка Курнакова -  $T_K$ ) упорядочение исчезает



# Химические соединения

Они имеют следующие особенности:

- **состав**, который может быть выражен простой формулой  $A_nB_m$ , где  $A$  и  $B$  - соответствующие элементы, а  $n$  и  $m$  - целые числа;
- **кристаллическую решетку**, отличную от кристаллических решеток элементов, образующих соединение;
- **свойства**, резко отличающиеся от свойств образующих соединение элементов;
- **постоянную температуру кристаллизации**, как и у чистых металлов.

Химические соединения делятся на две группы:

1. **Соединения с нормальной валентностью** (валентные соединения). В них атомы разного сорта связаны ионными или ковалентными связями. К этой группе относят соединения металлов с металлоидами, например, сульфиды, оксиды ( $Al_2O_3$ ,  $MnS$ ).
2. **Металлические соединения**. В этих соединениях преобладает металлический тип межатомной связи:
  - **электронные соединения** (фазы Юм-Розери). Химический состав этих фаз определяется электронной концентрацией, под которой понимают число валентных электронов, приходящееся на один атом ( $CuZn$ ,  $Cu_3Zn_8$ ,  $CuZn_3$ ).
  - **фазы внедрения**. Их образуют переходные металлы с неметаллами, имеющими малый атомный радиус ( $C, N$ ). К этой группе относятся многие карбиды и нитриды ( $VC$ ,  $TiC$ ,  $NbC$ ,  $TiN$ ).
  - **фазы Лавеса**. Они имеют формулу  $AB_2$  и образуются при отношении атомных диаметров металлов  $A$  и  $B$  приблизительно 1,2 ( $Fe_2W$ ,  $Fe_2Mo$ ).

# Интерметаллиды, фазы внедрения, электронные соединения, фазы Лавеса

**Интерметаллиды** - образуются в сплавах металлов друг с другом. Внешне они напоминают химическое соединение, но в действительности таковыми не являются. Они обладают высокой твердостью, хрупкостью.

**Фазы внедрения.** Переходные металлы (железо, марганец, хром, молибден и др.) образуют с углеродом, азотом, бором и водородом, т.е. с элементами, имеющими малый атомный радиус, соединения: карбиды, нитриды, бориды и гидриды. Они имеют общность строения и свойств и часто называются *фазами внедрения*. Фазы внедрения имеют формулу  $M_4X$ ,  $M_2X$  и  $MX$ .

Фазы внедрения являются фазами переменного состава, карбиды и нитриды, относящиеся к фазам внедрения, обладают высокой твердостью. *Рассмотренные выше твердые растворы внедрения образуются при значительно меньшей концентрации второго компонента (C, N, H) и имеют решетку металла растворителя, тогда как фазы внедрения получают кристаллическую решетку, отличную от решетки металла.*

На базе фазы внедрения легко образуются *твердые растворы вычитания*, называемые иногда твердыми растворами с дефектной решеткой. В твердых растворах вычитания часть узлов решетки, которые должны быть заняты атомами одного из компонент, оказывается свободным. В избытке имеется другой компонент)

**Электронные соединения.** Эти соединения чаще всего образуются между одновалентными металлами или металлами переходных групп, с одной стороны и простыми металлами с валентностью от 2 до 5, с другой стороны. *Соединения этого типа имеют определенное отношение числа валентных электронов к числу атомов, т.е. определенную электронную концентрацию* Так, существуют соединения, у которых это соотношение в одних случаях равно  $3/2$  (1,5), в других -  $21/13$  (1,62), в третьих -  $7/4$  (1,75).

Соединения  $3/2$ , обозначаются как  $\square$  - соединения,  $21/13$  -  $\square$  - соединения,  $7/4$  -  $\square$  - соединения).

**Фазы Лавеса.** Эти фазы имеют формулу  $AB_2$  и образуются между компонентами типа А и В при соотношении атомных диаметров  $D_A/D_B \square 1,1 \square 1,6$ . *Фазы Лавеса имеют решетку ГПУ или ГЦК.)*



# Правило фаз

Связь между числом компонентов  $K$ , числом равновесных фаз  $\Phi$ , температурой, давлением и варианностью (или числом степеней свободы) любой равновесной системы устанавливает известное правило фаз Гиббса (1876г.):

$$C = K - \Phi + n,$$

где  $n$  - это внешние факторы равновесия, при  $n = 2$  - это температура и давление.

При исследовании металлических систем постоянным обычно принимается внешнее давление, поэтому  $n = 1$  – это температура и уравнение принимает вид:

$$C = K - \Phi + 1.$$

Из правила фаз следует, что варианность (или число степеней свободы) любой системы всегда положительна или равна нулю, то есть  $C \geq 0$ .

При  $C = 0$  система называется нонвариантной. Это значит, что все независимые переменные, определяющие состояние системы, имеют строго фиксированные (единственные) значения, которые нельзя изменить, не нарушая фазового равновесия в системе.

При  $C = 1$  систему называют моновариантной, при  $C = 2$  - бивариантной и т.д.

Наличие одной, двух или большего числа степеней свободы позволяет независимо изменить соответственно одну, две или большее число переменных без изменения числа фаз в системе, т.е. не нарушая фазового равновесия.



# Структура сплавов. Диаграммы состояния.

## Структура сплавов

**Под структурой сплавов** понимают форму, размеры и характер взаимного расположения фаз в сплаве. Структура сплава выявляется микроанализом.

При **полной взаимной растворимости** компонентов в твердом состоянии микроструктура всех сплавов представляет собой зерна твердого раствора.

При **ограниченной растворимости**, которая характерна для многих сплавов, структура состоит из двух фаз.

Эвтектика состоит из двух и более фаз, имеющих форму пластинок, равномерно чередующихся между собой, которые образуют колонии.

## Диаграммы состояния.

Диаграммы состояния описывают связь между концентрацией, температурой, фазовым составом или структурой сплава.

Сплавы бывают двухкомпонентные, трехкомпонентные, четырехкомпонентные и т.д.

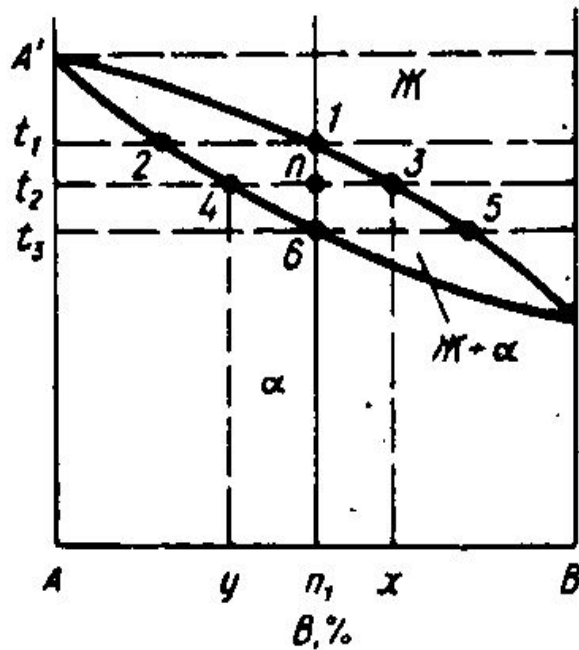
# Построение диаграммы состояний двойных сплавов



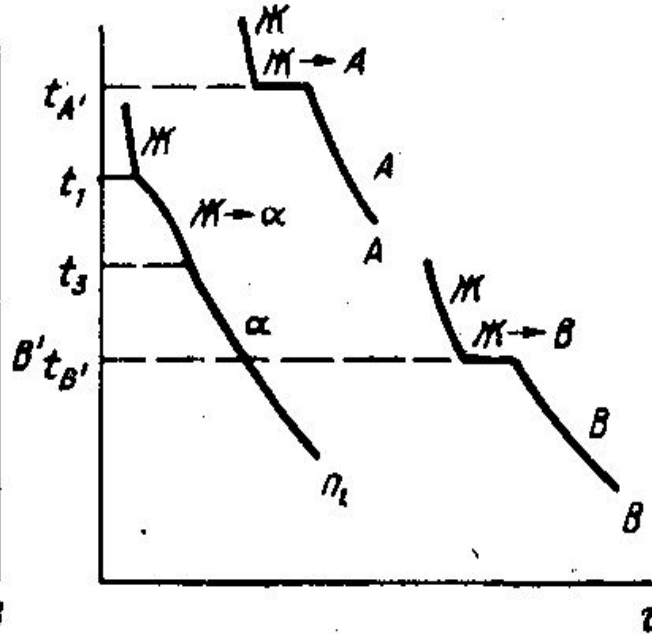
## Кривая охлаждения чистого металла



# Диаграммы состояния сплавов, образующие в твердом состоянии неограниченные твердые растворы



а



б

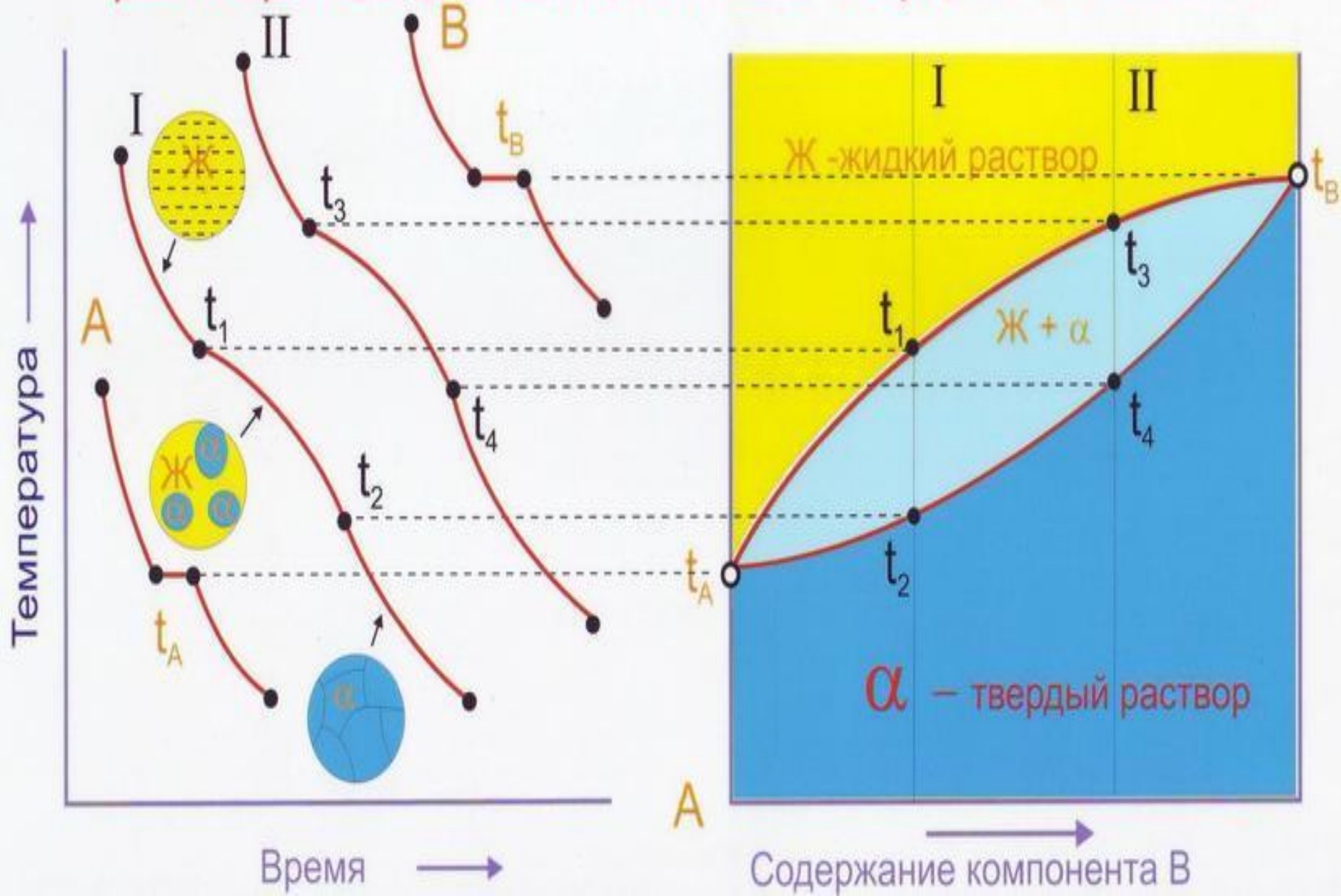
**Линия ликвидус** (A'135B') - начало кристаллизации  
**Линия солидус** (A'246B') - конец кристаллизации  
**Интервал кристаллизации** - температурный интервал между кривыми ликвидус и солидус. В этом интервале сплавы состоят из двух фаз: Ж + α.  $C = 2 - 2 + 1 = 1$   
**Точки A' и B'** - температурам плавления (или кристаллизации) компонентов A и Б.  $C = 1 - 2 + 1 = 0$ . Следовательно, интервал кристаллизации компонентов A и B равен нулю

**Конода** – горизонтальный отрезок прямой (изотерма), расположенный в двухфазной области и опирающийся своими концами на линии диаграммы (21, 43, 65). Свойства коноды:

- Двухфазная область состоит из тех фаз, на которые опирается конода.
- Химический состав каждой фазы определяется проекцией точки касания коноды с этой фазой на ось концентраций.
- Правило рычага:  $Q_{ж} = 4n/43 \cdot Q$  (100%),  $Q_{т} = n3/43 \cdot Q$  (100%) - количество каждой фазы равно отношению противоположного отрезка коноды ко всей коноде, умноженного на вес сплава (100%)



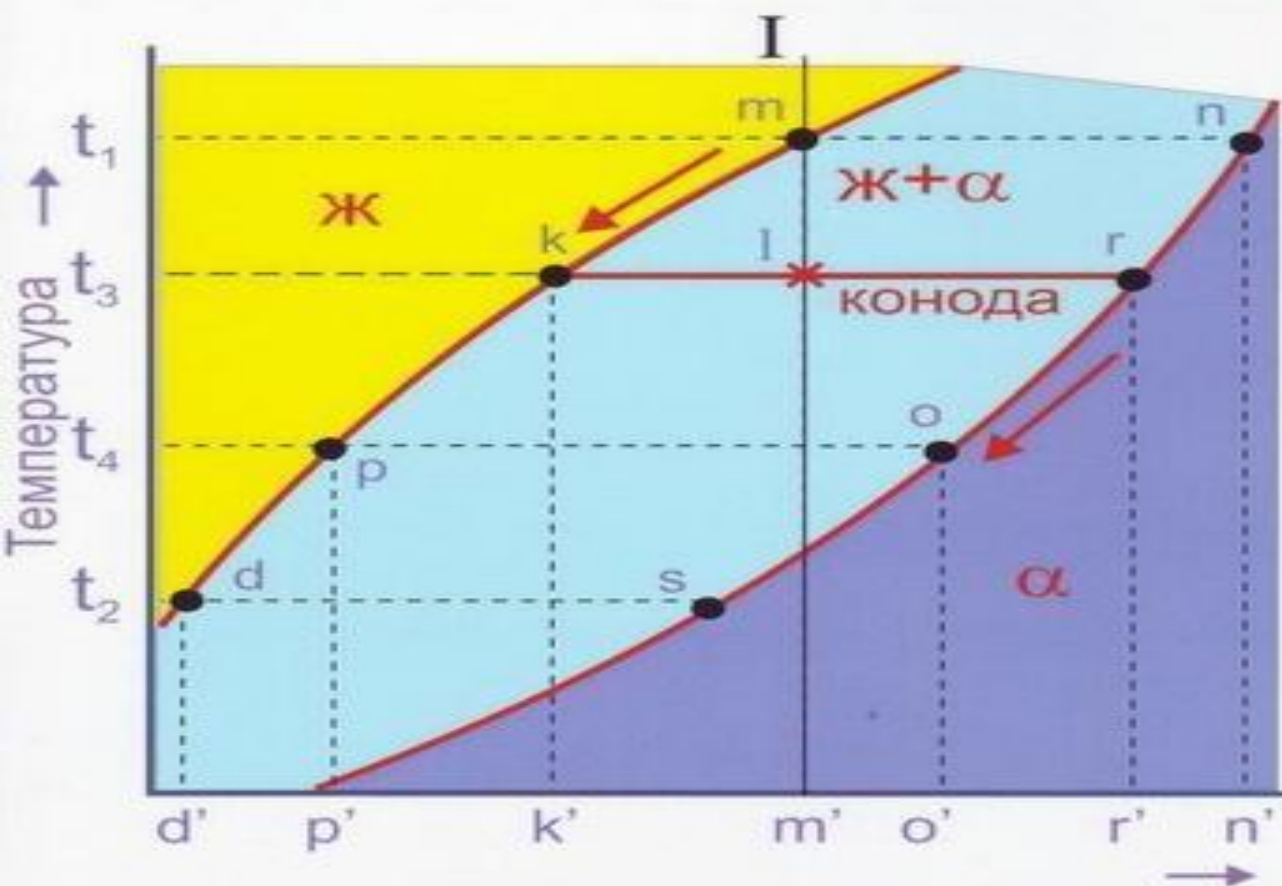
# Диаграмма состояний сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии



# Правила концентраций и отрезков

**Правило концентраций** устанавливает концентрации фаз при заданной температуре. Через фигуративную точку проводят **коноду**. Проекция точки пересечения **коноды** с линией ликвидус на ось концентраций определяет состав жидкой фазы. Проекция точки пересечения **коноды** с линией солидус на ось концентраций определяет состав твердой фазы. Для  $t_3$  - состав жидкой фазы соответствует точке  $k'$ , а твердой  $г'$ .

**Правило отрезков** - устанавливает количественное соотношение фаз при заданной температуре. Фигуративная точка делит коноду на отрезки, пропорциональные количеству фаз.



на отрезки, пропорциональные количеству фаз.

При температуре  $t_3$ :  
количество жидкой фазы

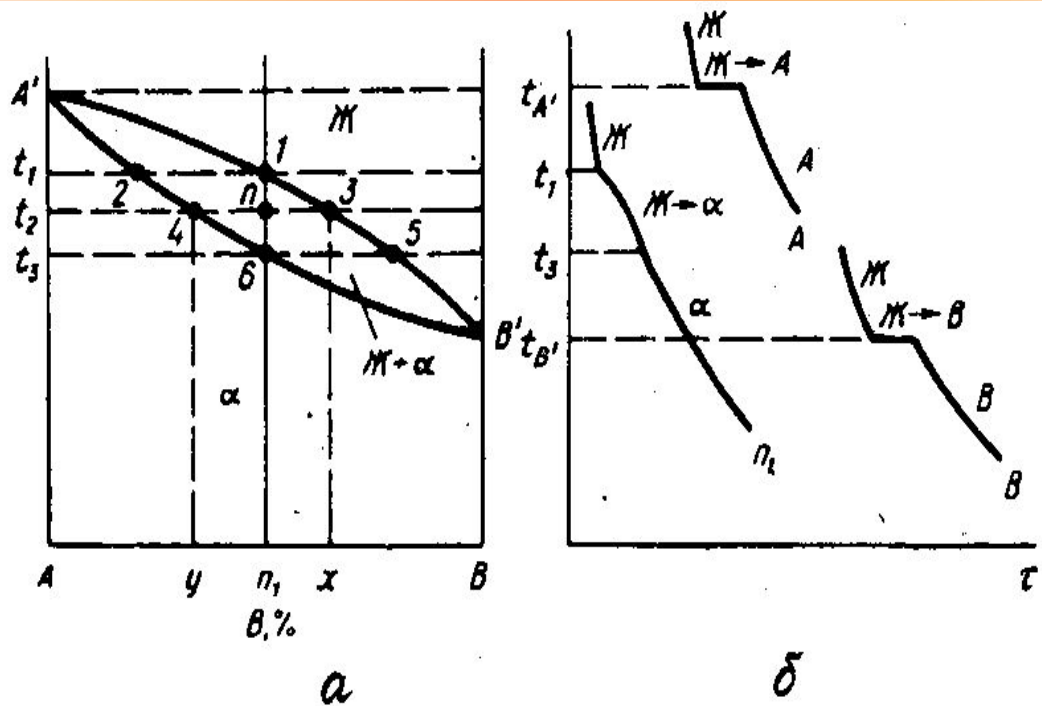
$$Q_{ж} = \frac{lr}{kr} \cdot 100\%$$

При температуре  $t_3$ :  
количество твердой фазы

$$Q_{\alpha} = \frac{kl}{kr} \cdot 100\%$$



# Кристаллизация сплава $n_1$ и компонентов А, В



Начало кристаллизации - чуть ниже температуры  $t_1$ . Из Ж начинают выделяться кристаллы альфа концентрации точки 2.

При  $T_2$  концентрация Ж определяется точкой 3, а кристаллов альфа – точкой 4.

При  $T_3$   $\alpha$ -кристаллы имеют концентрацию точки 6, последние следы жидкости Ж имеют состав точки 5.

При охлаждении от  $T_3$  до комнатной в сплаве  $n_1$ , не происходит никаких фазовых превращений (простое физическое охлаждение  $\alpha$ -кристаллов).

Количество твердой фазы ( $\alpha_4$  – кристаллов) в сплаве  $n_1$  при температуре  $t_2$  равно отношению части коноды, прилежащей к кривой ликвидус, ко всей коноде ( $n_3/34$ ), умноженной на массу сплава (100%)

Количество жидкой фазы ( $Ж_3$ ) равно соответственно  $n_4/34 \cdot 100\%$

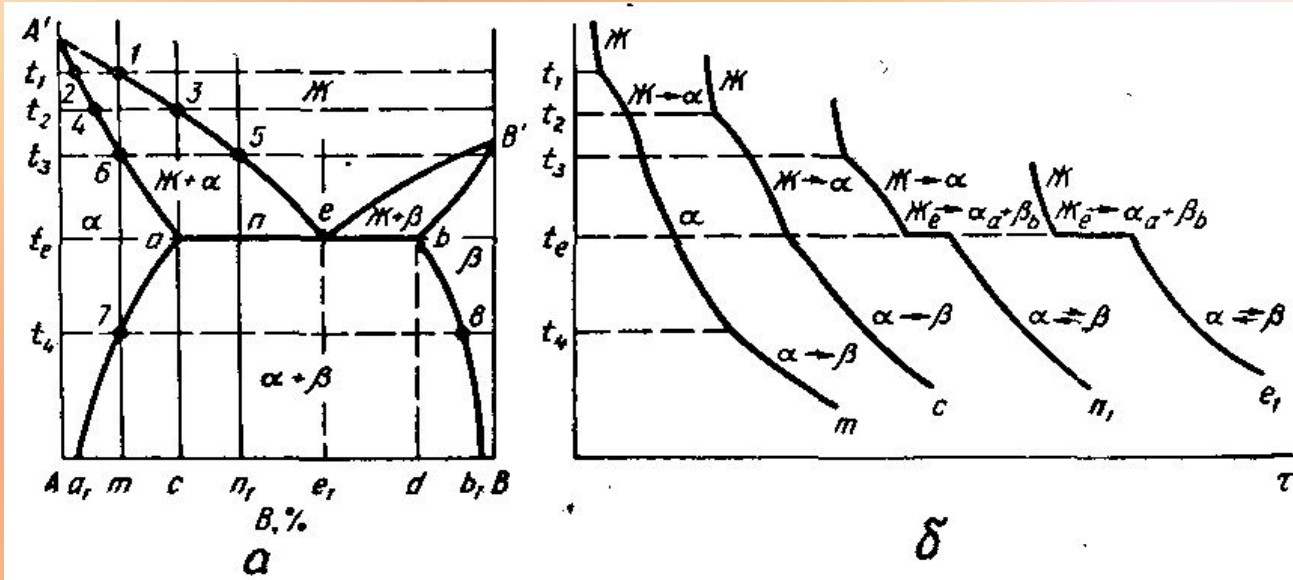
**Кристаллизация сплава  $n_1$**  является моновариантным превращением  $C_1 = 2(A,B) - 2(Ж, \alpha) + 1 = 1$  и происходит в интервале температур. Поэтому на кривой охлаждения сплава  $n_1$  горизонтальная площадка отсутствует, а имеются два перегиба

**Кристаллизация чистых компонентов А (или В)** является невариантным превращением  $C_A = 1(A) - 2(Ж, A) + 1 = 0$ ,  $C_B = 1(B) - 2(Ж, B) + 1 = 0$ . Поэтому на кривых охлаждения компонентов А и В - соответственно по одной критической точке в виде горизонтальной площадки (остановки) при температурах, отвечающих их температурам плавления.

**Дендритная ликвация**



# Диаграммы состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в жидком состоянии, ограниченной в твердом и **нонвариантным эвтектическим равновесием**



**Альфа** –ограниченный твердый раствор компонента В в компоненте А (с решеткой компонента А)

**Бета** - ограниченный твердый раствор компонента А в компоненте В (с решеткой компонента В).

$A'e$  - линия начала кристаллизации  $\alpha$ -твердого раствора (**ликвидус**)

$Be'$  - линия начала кристаллизации бета твердого раствора (**ликвидус**)

$A'a$  – линия конца кристаллизации альфа-твердого раствора (**солидус**)

$B'b$  = линия конца кристаллизации бета-твердого раствора (**солидус**)

**Сплавы участка а - в** заканчивают кристаллизацию при температуре  $t_e$  по эвтектической реакции. Эвтектика по гречески «легко плавящийся». Эвтектический сплав - это легкоплавкий сплав, т.е. сплав с минимальной температурой плавления.

**Кривые  $aa_1$  и  $bb_1$**  - это кривые сольвус (кривые ограниченной растворимости), которые показывают, как изменяется растворимость компонента В в компоненте А ( $aa_1$ ) и, наоборот, компонента А в компоненте В ( $bb_1$ ).

**Максимальная взаимная растворимость** компонентов А и В в твердом состоянии наблюдается при эвтектической температуре  $t_e$  и изображается точками  $a$  и  $b$ . С понижением температуры растворимость уменьшается и при комнатной температуре изображается соответственно точками  $a_1$  и  $b_1$ .

Поэтому при понижении температуры из этих растворов **выделяются** соответственно вторичные (или избыточные)  $\alpha$  или  $\beta$ -кристаллы.

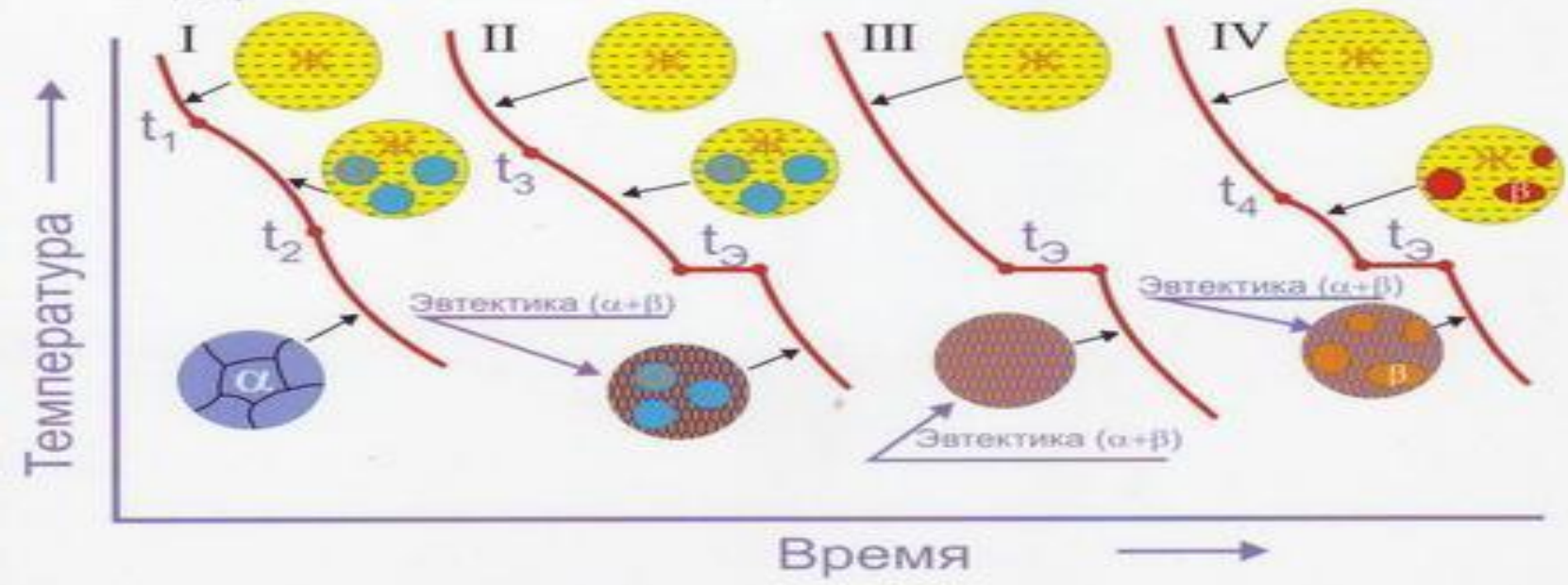
# Диаграмма состояний сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии



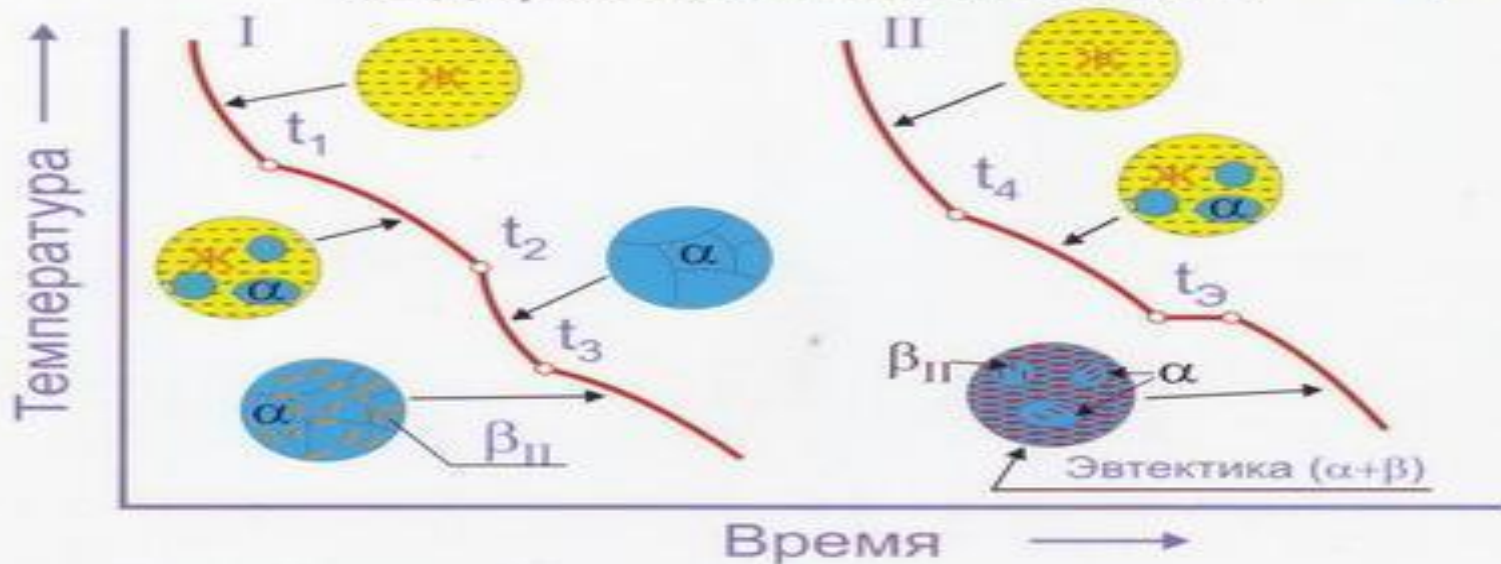
Эвтектическое превращение



Оно протекает при постоянной температуре и постоянном составе реагирующих фаз,  
 $C = K - \Phi + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$ .

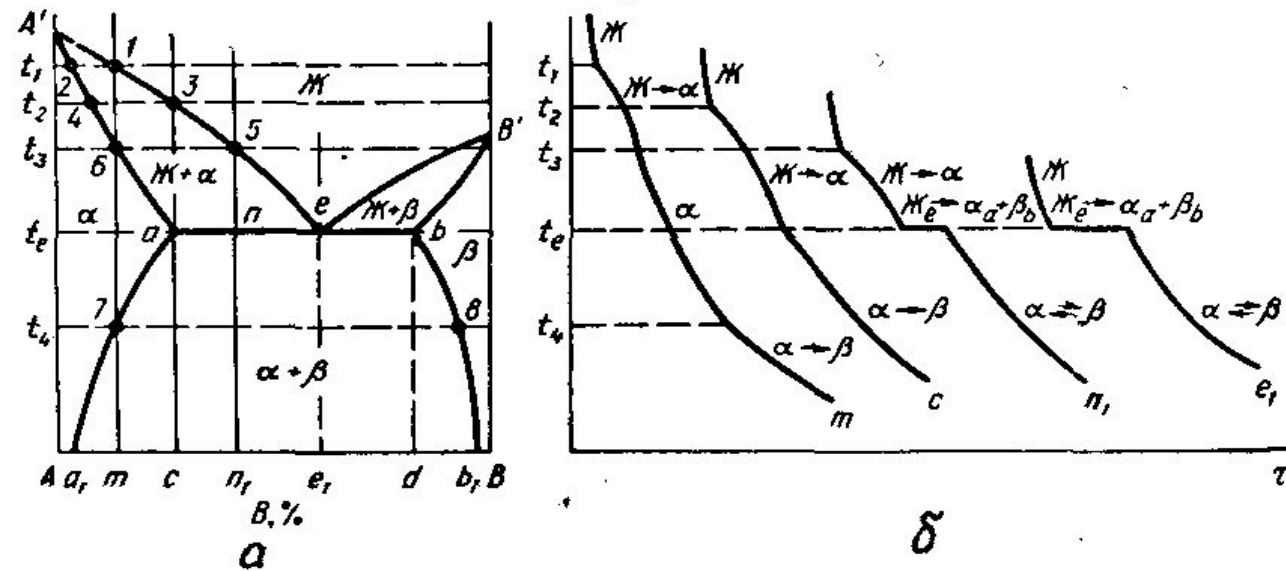


# Диаграмма состояний сплавов с ограниченной переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии

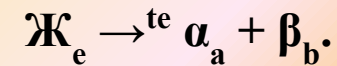




# Эвтектика. Кривая охлаждения сплава m



При эвтектической температуре  $t_e$  из жидкости  $Ж_e$  кристаллизуется смесь кристаллов  $\alpha$ - и  $\beta$ -твердых растворов максимальной концентрации, то есть



Сплавы, расположенные между точками а и е, называются **доэвтектическими**,

Сплавы между точками е и в - **заэвтектическими**,

Сплав с составом е - называется **эвтектическим**

Кристаллизация ограниченных  $\alpha$  и  $\beta$ -растворов в сплавах участков А – а<sub>1</sub> и В – в<sub>1</sub> протекает так же, как кристаллизация ранее рассмотренных сплавов (с неограниченной растворимостью в твердом состоянии)

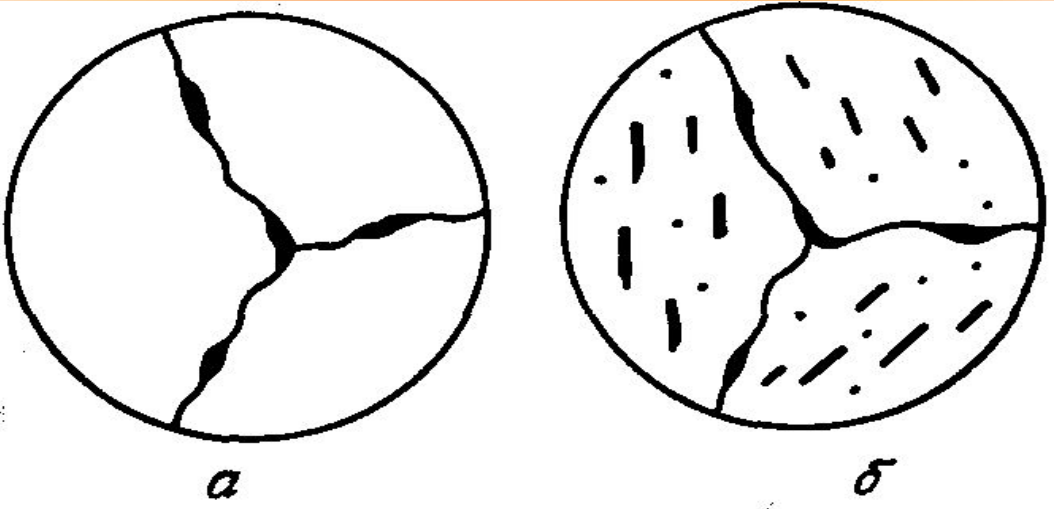
**Сплав m.** В интервале температур  $t_1$ -  $t_3$  сплав  $m_1$  кристаллизуется как граничный  $\alpha$ -раствор, что можно записать как  $Ж_{1-5} \alpha_{2-6}$  и при охлаждении до температуры  $t_4$  в нем не протекают никакие фазовые превращения.

Как только температура достигнет кривой сольвус аа<sub>1</sub>  $\alpha$ -раствор состава точки 7 достигнет предельной растворимости в нем компонента В. Поэтому при дальнейшем понижении температуры от  $t_4$  до комнатной из  $\alpha$ -кристаллов выделяются вторичные  $\beta$ -кристаллы по схеме  $\alpha_{7-a1} \beta_{8-b1}$ .

На кривой охлаждения сплава m видны три критические точки (рис.9.3б): две верхние точки отвечают температурам начала и конца кристаллизации  $\alpha$ -твердого раствора, а третья (нижняя) критическая точка - температуре начала выделения вторичных  $\beta$  из первичных  $\alpha$ -кристаллов. Все три превращения – моновариантны.

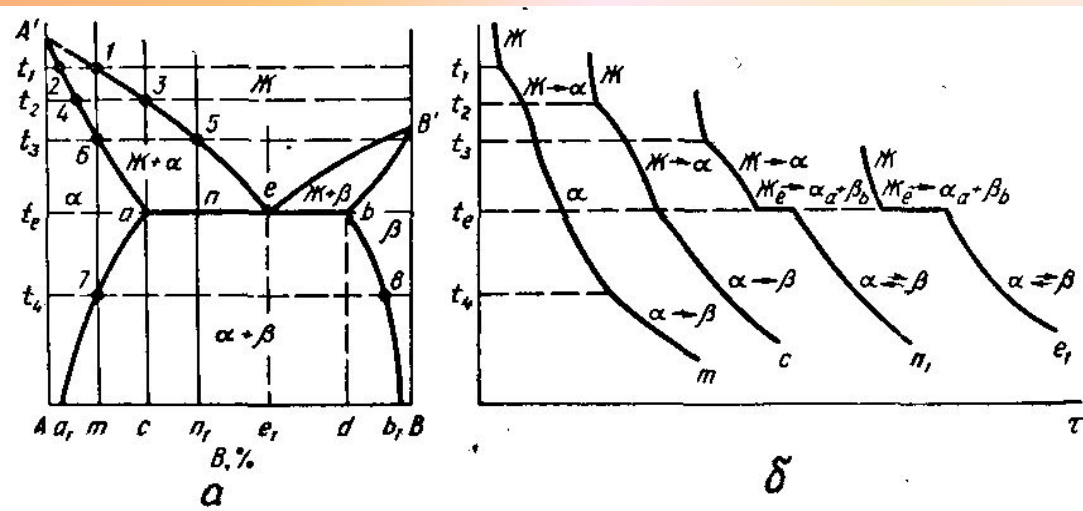
Аналогичные фазовые превращения протекают в сплавах, расположенных на участке  $b_1 - d$ . Из жидкости кристаллизуется  $\beta$ -раствор, из которого при охлаждении в твердом состоянии (ниже кривой сольвус  $bb_1$ ) выделяются вторичные  $\alpha$ -кристаллы.

# Микроструктура сплава $m$



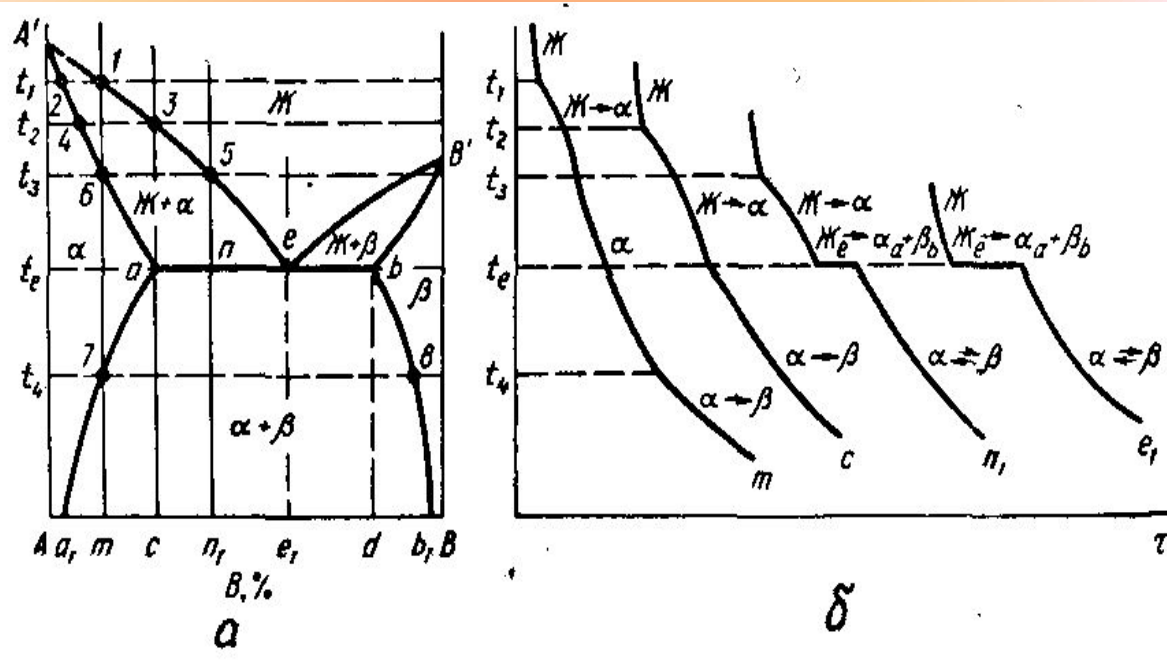
Под микроскопом в структуре этого сплава при средних увеличениях можно различить кристаллы двух видов или две структурные составляющие - первичные  $\alpha$ -кристаллы (основа сплава) и вторичные  $\beta$ -кристаллы.

Аналогичные фазовые превращения протекают в сплавах, расположенных на участке  $b_1 - d$ .



Отличие этих сплавов от рассмотренного сплава  $m$  заключается в том, что в них из жидкости кристаллизуется не  $\alpha$ -раствор, а  $\beta$ -раствор, из которого при охлаждении в твердом состоянии (ниже кривой сольвус  $bb_1$ ) выделяются вторичные  $\alpha$ -кристаллы.

# Кристаллизация сплава С



Сплав кристаллизуется, как сплав  $m$  по схеме  $J_{3-e} \alpha_{4-a}$ .  
 Окончание кристаллизации – при эвтектической температуре  $t_e$ , когда  $J_e$ , согласно правилу рычага, исчезает, поэтому эвтектическое превращение в нем не происходит

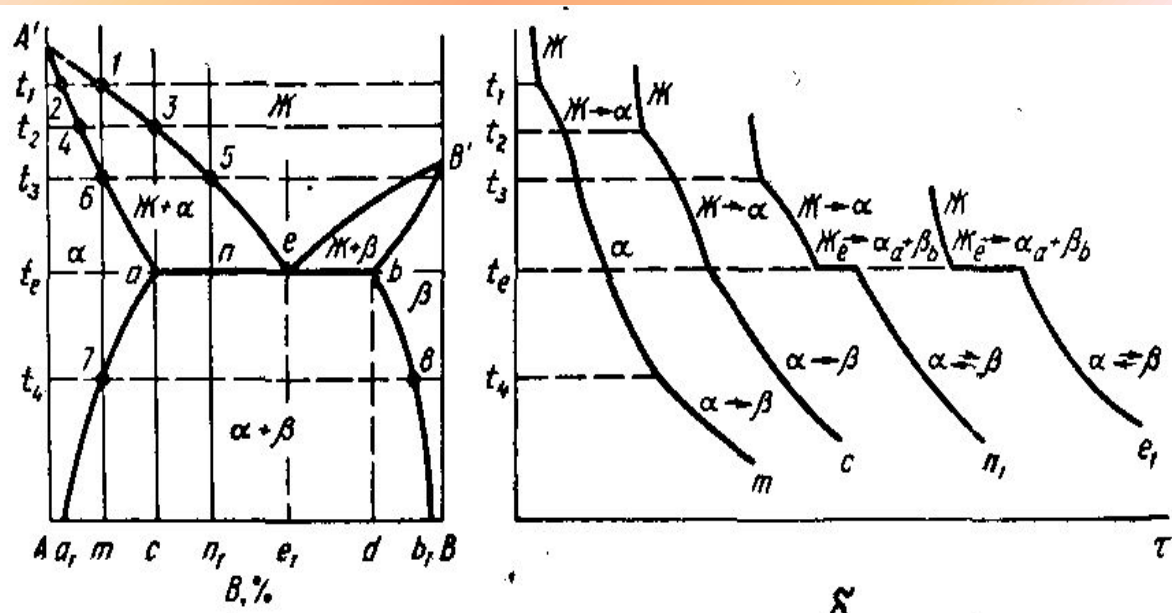
При дальнейшем понижении температуры в сплаве  $c$  сразу из  $\alpha$ -кристаллов выделяются вторичные  $\beta$ -кристаллы по схеме:  $\alpha_{a-a1} \beta_{b-b1}$ .

На кривой охлаждения сплав  $c$  имеет две критические точки: верхняя точка отвечает температуре начала, а нижняя - температуре  $t_e$  конца кристаллизации  $\alpha$ -твердого раствора и одновременно начала вторичной кристаллизации, т.е. выделения вторичных  $\beta$  из первичных  $\alpha$ -кристаллов.

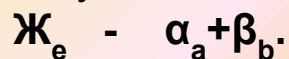
По своей структуре этот сплав от предыдущего сплава  $m$  будет отличаться только тем, что в нем будет несколько больше вторичных  $\beta$ -кристаллов ( $ca_1/a_1b_1 > ma_1/a_1b_1$ ).



# Эвтектический сплав ( $e_1$ )



Жидкость состава  $e_1$  кристаллизуется при постоянной температуре  $t_e$  в эвтектику по схеме



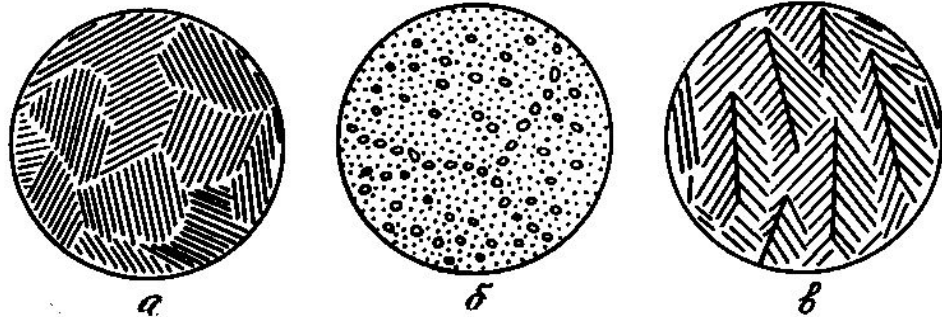
При охлаждении до  $T_{комн}$  в сплаве происходит выделение вторичных альфа-и бета кристаллов по схеме:



На кривой охлаждения сплав  $e_1$  имеет одну критическую точку (горизонтальную площадку) при температуре  $e$ .

Структура - эвтектику  $\alpha + \beta$ .

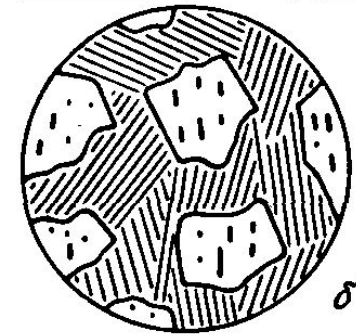
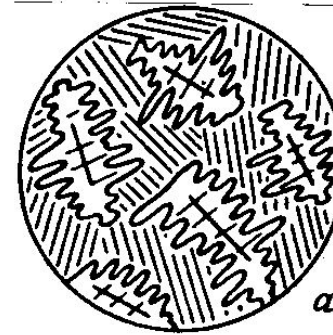
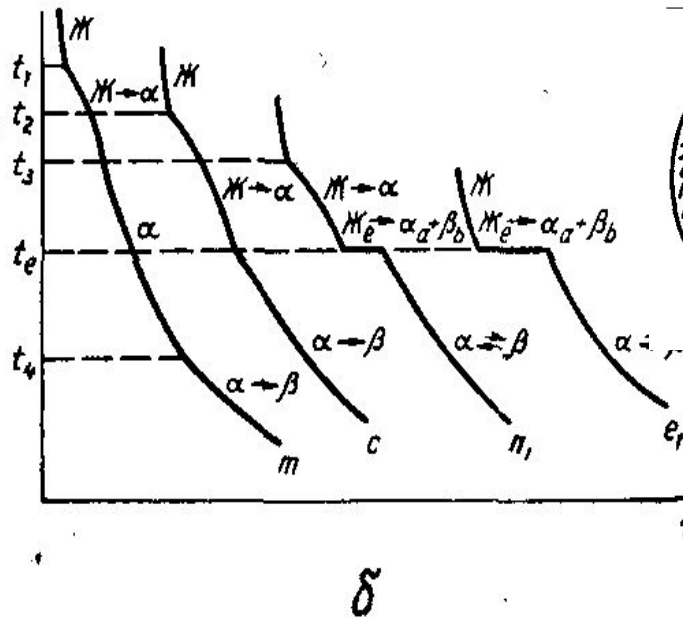
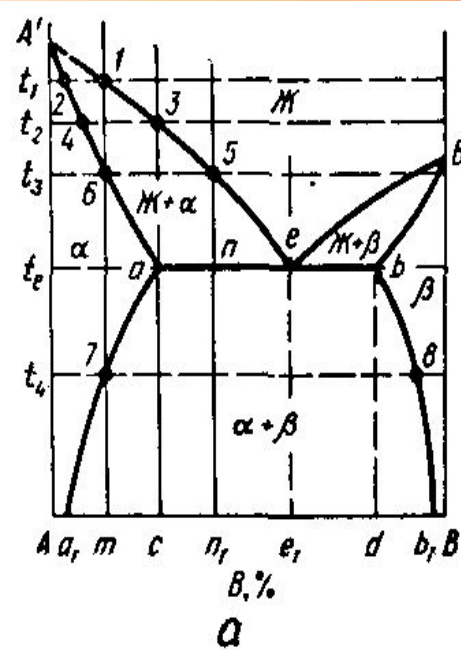
$$C = 2 (A, B) - 3 (Ж, \alpha, \beta) + 1 = 0$$



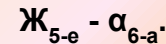
Выделения вторичных  $\alpha$ - и  $\beta$ -кристаллов будут не видны, так как, во-первых, их сравнительно немного, во-вторых, они «солятся» с эвтектическими  $\alpha$ - и  $\beta$ -кристаллами.

*Под микроскопом эвтектика чаще всего имеет характерную микроструктуру, которую называют пластинчатой, зернистой или (реже) дендритной (скелетной).*

# Доэвтектический сплав $n_1$



Ниже линии ликвидус в сплаве происходит кристаллизация альфа-твердого раствора по схеме



Химический состав жидкости изменяется по линии ликвидус (5-е), а твердой фазы – по линии солидус (6-а)

При температуре  $t_e$  количество первичных  $\alpha$ -кристаллов определится отношением отрезков  $ne/ae \cdot Q$  количество оставшейся жидкости  $Ж_e$  - соответственно отношением  $an/ae \cdot Q$ .

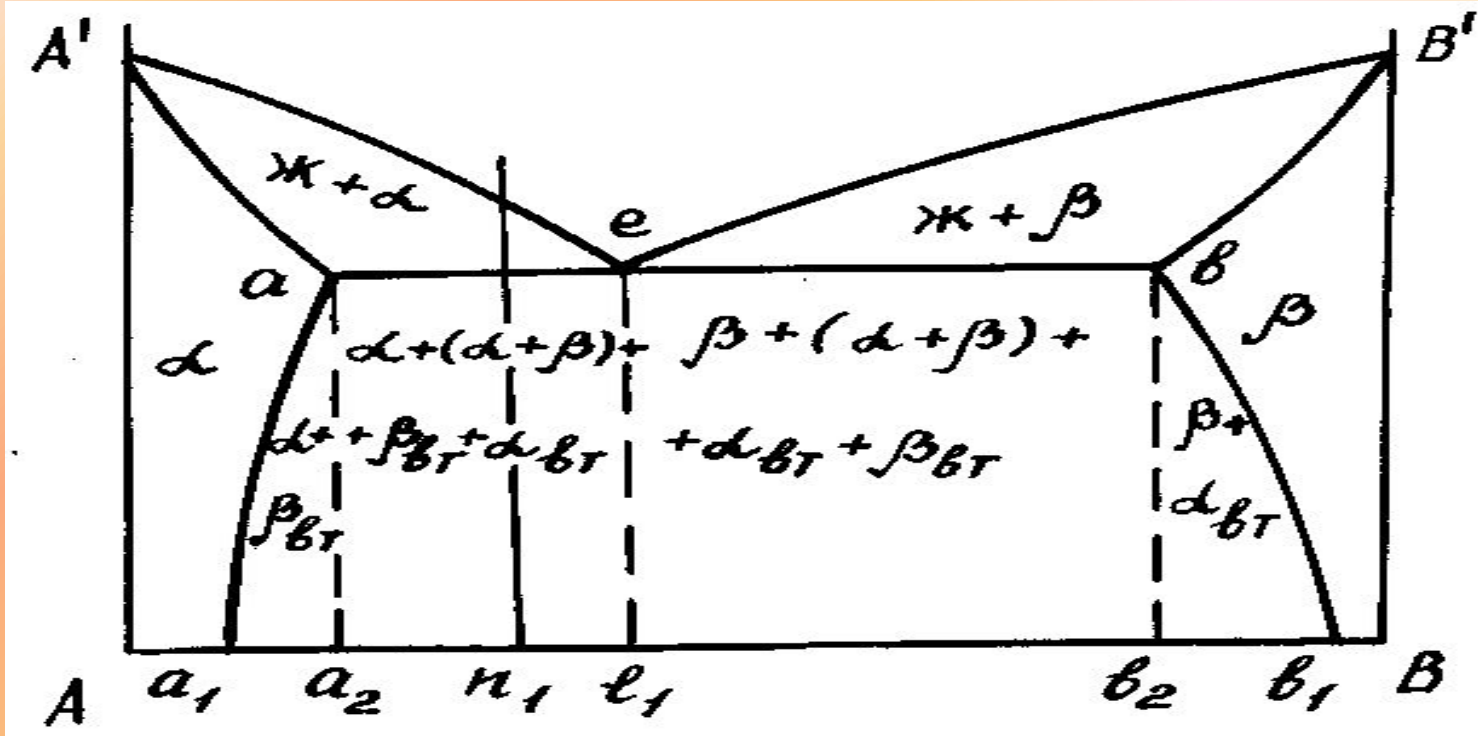
Из оставшейся жидкости  $Ж_e$  при постоянной температуре  $t_e$  ( $C = K - \Phi + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$ ) выделится эвтектическая смесь кристаллов  $\alpha + \beta$  по схеме:  $Ж_e - \alpha_a + \beta_b$ . По окончании кристаллизации эвтектики сплав  $n_1$  оказывается состоящим из первичных  $\alpha_a$ -кристаллов и эвтектики  $\alpha_a + \beta_b$ .

При охлаждении до  $T$  комн из  $\alpha_a$ -кристаллов будут выделяться вторичные  $\beta$ -кристаллы.

На кривой охлаждения сплава  $n_1$  - две критические точки: перегиб отвечает температуре начала кристаллизации  $\alpha$ -твердого раствора, а горизонтальная площадка - соответственно температуре  $t_e$  кристаллизации эвтектики  $\alpha + \beta$  и начала выделения вторичных  $\beta$ -кристаллов из первичных  $\alpha$ -кристаллов.

*Под микроскопом в структуре этого сплава можно увидеть первичные  $\alpha$ -кристаллы, эвтектическую смесь кристаллов  $\alpha + \beta$  и выделения вторичных  $\beta$  внутри первичных  $\alpha$ -кристаллов.*

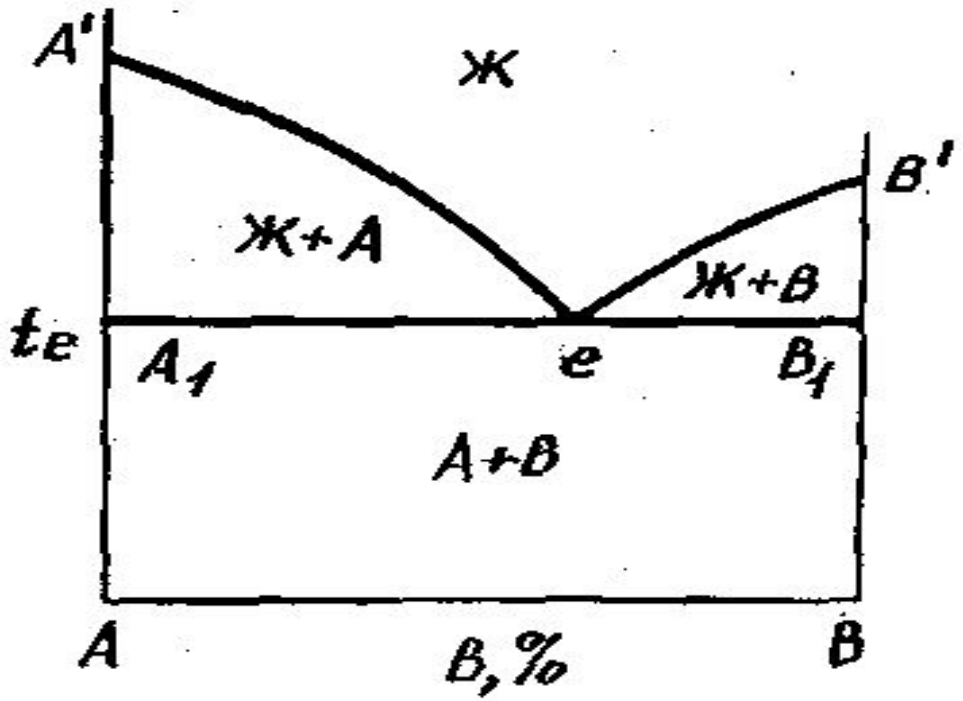
# Структурная диаграмма (при комнатной T)



- Сплавы участков A – a<sub>1</sub> и b<sub>1</sub> - B - одна структурная составляющая - первичные α- или β-кристаллы - содержат только.
- Сплавы участков a<sub>1</sub>-a<sub>2</sub> и b<sub>1</sub> – b<sub>2</sub> содержат по две структурные составляющие - первичные α- или β-кристаллы и вторичные β -или α-кристаллы, т.е. α+β<sub>BT</sub> или β+α<sub>BT</sub>.
- В сплавах участков a<sub>2</sub>-e и e-b<sub>2</sub> - по три структурных составляющих - первичные α или β-кристаллы, эвтектика α+β и вторичные β и α-кристаллы.
- В сплаве e<sub>1</sub> эвтектического состава - одна структурная составляющая - эвтектика α+β Вторичные α- и β-кристаллы обычно не видны, так как сливаются с эвтектикой.



## Диаграммы состояния сплавов, компоненты которого не растворимы в твердом состоянии и при кристаллизации образуют эвтектику



### Доэвтектический сплав.

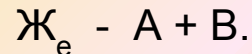
Кривая охлаждения будет иметь две критические точки – первая (перегиб), соответствует началу кристаллизации кристаллов компонента А и вторая (горизонтальная площадка) – соответствует эвтектической реакции.

$$C1 = 2(A, B) - 2(Ж, A) + 1 = 1$$

$$C2 = 2(A, B) - 3(Ж, A, B) + 1 = 0$$

Кривые ликвидус A'e и B'e отвечают соответственно температурам начала кристаллизации практически чистых компонентов А и В, а солидус изображается эвтектической горизонталью A<sub>1</sub>B<sub>1</sub> - при температуре t<sub>e</sub>.

**Эвтектический сплав.** В точке E жидкость кристаллизуется при постоянной температуре по схеме

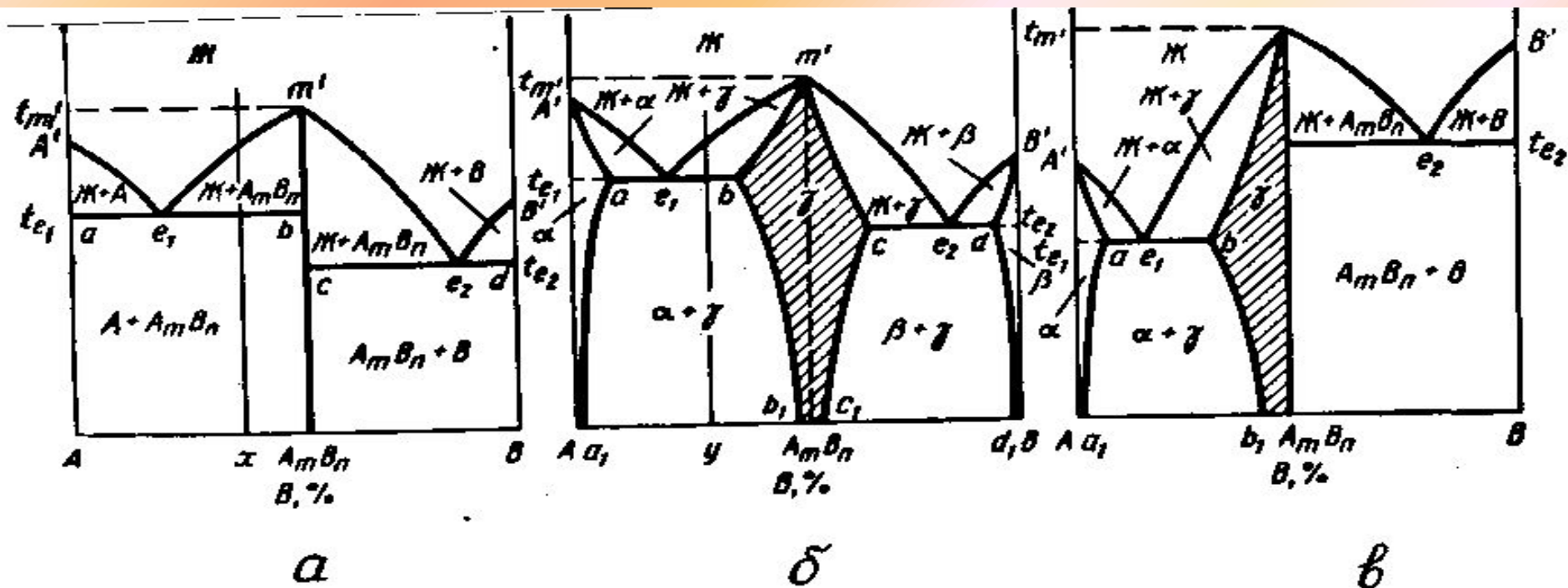


В равновесии находятся три фазы (Ж, А и В). Равновесие – нонвариантное.

На кривой охлаждения эвтектического сплава одна критическая точка – горизонтальная площадка, соответствующая эвтектическому превращению. Структура – эвтектика.

$$C1 = 2(A, B) - 3(Ж, A, B) + 1 = 0$$

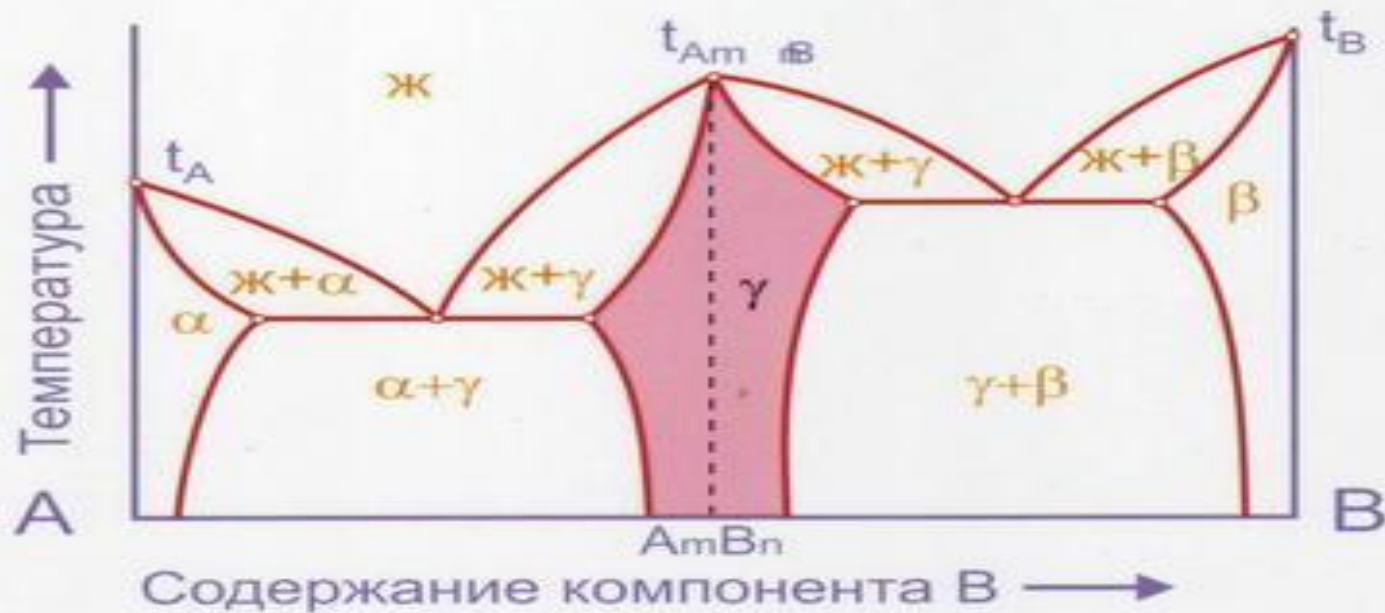
## Диаграммы состояния сплавов, образующих в твердом состоянии промежуточную фазу - химическое соединение.



Промежуточными называют все твердые фазы, образующиеся в интервале концентраций между граничными твердыми растворами на основе компонентов А и В, частности химическое соединение.

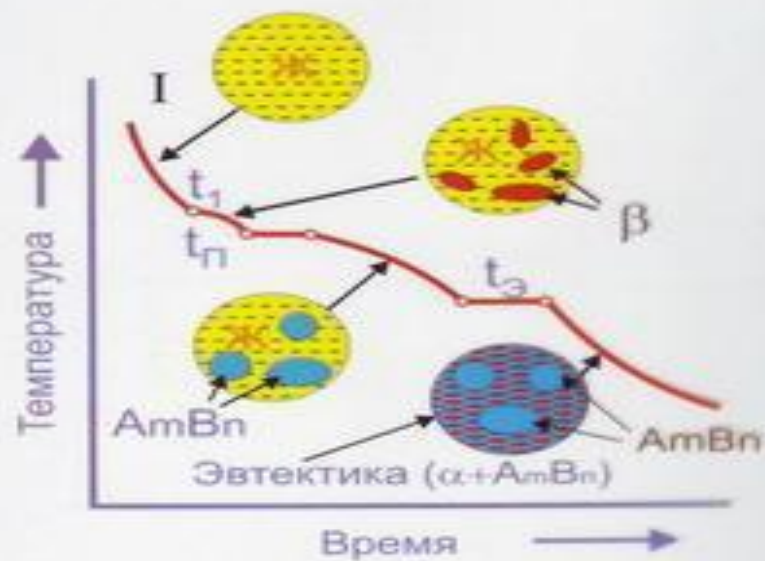
Для химического соединения характерна своя кристаллическая решетка, отличная от кристаллических решеток компонентов. Поэтому химическое соединение ведет себя как самостоятельный компонент. Следовательно диаграмму с промежуточным химическим соединением следует рассматривать как диаграмму, состоящую из двух отдельных диаграмм.

# Диаграммы состояний сплавов, компоненты которых образуют устойчивые химические соединения

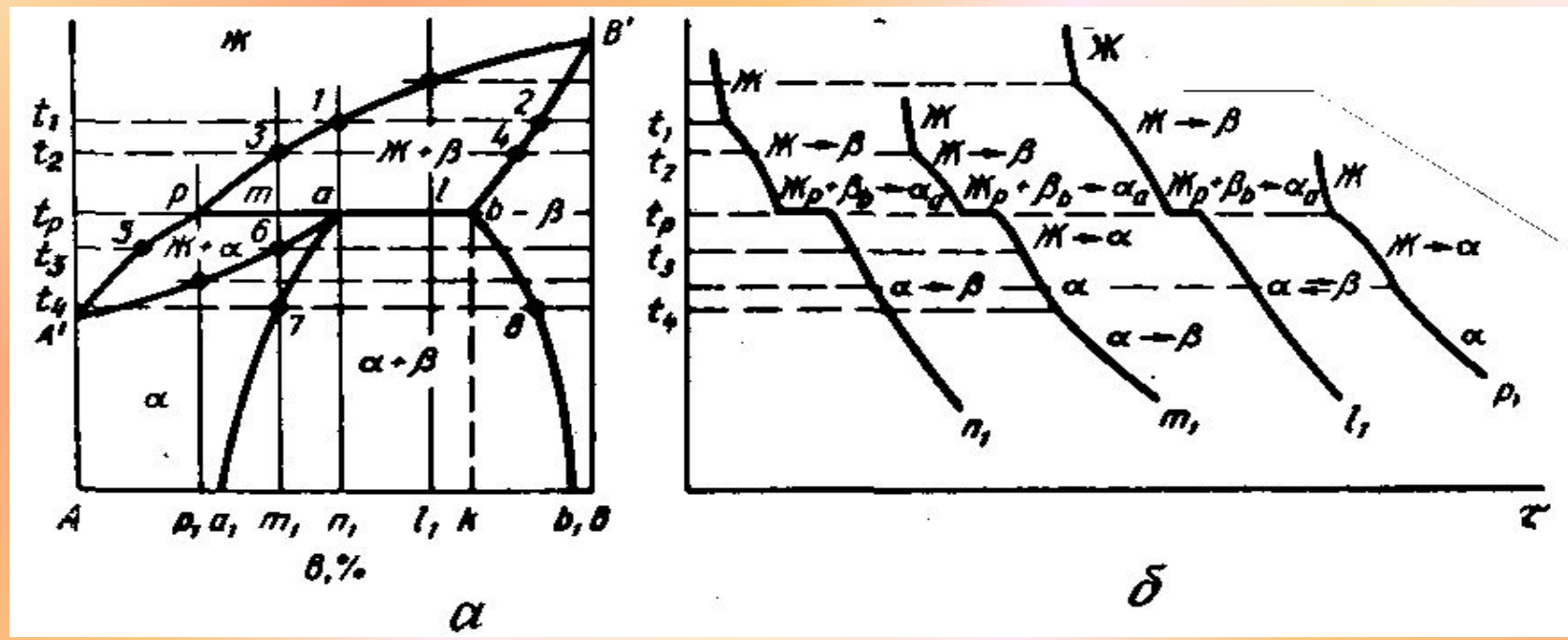




# Диаграммы состояний сплавов, компоненты которых образуют неустойчивые химические соединения



# Диаграмма состояния системы с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии и перитектическим превращением



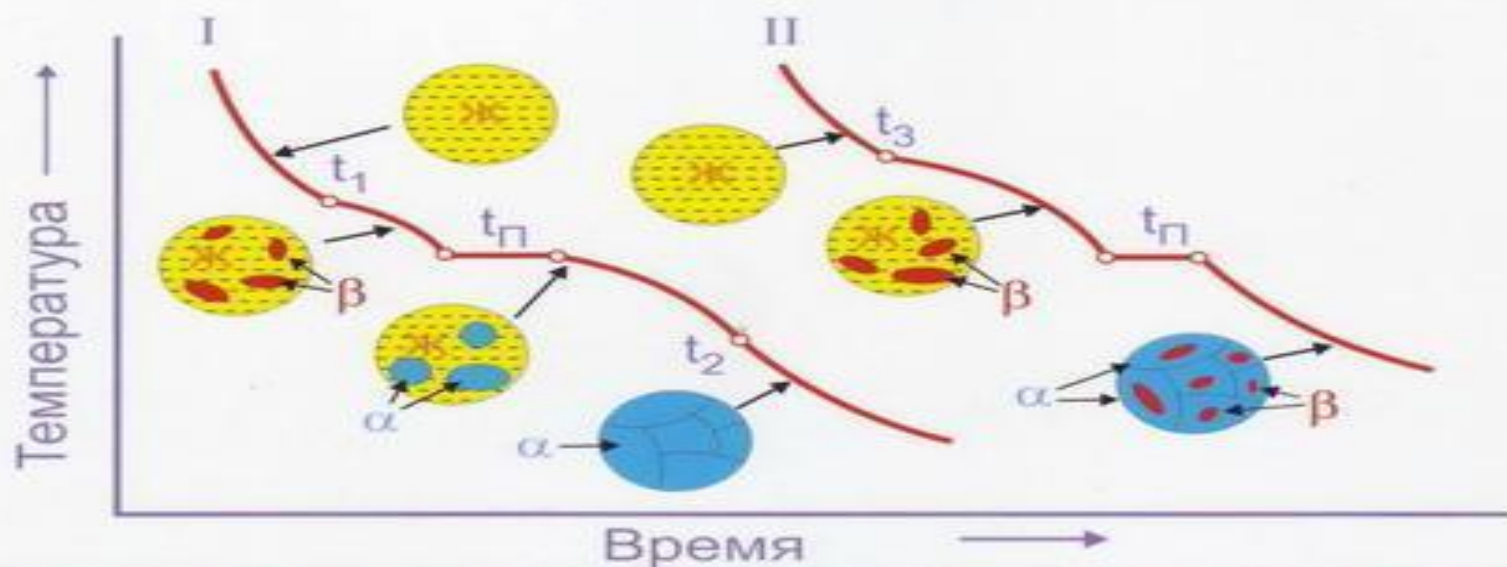
Перитектическая реакция  $Жр + \beta_b \alpha_a$ , заключается во взаимодействии жидкости  $Жр$  с ранее выпавшими первичными  $\beta_b$ -кристаллами, в результате которого образуются новые  $\alpha_a$ -кристаллы.

В сплавах, расположенных между точками  $a$  и  $b$ , перитектическая реакция протекает с исчезновением жидкости  $Жр$  (т.е. с остатком  $\beta_b$ -кристаллов) по схеме  $Жр + \beta_b \rightarrow \alpha_a + \beta_b^{oct}$ . Поэтому по окончании кристаллизации эти сплавы содержат две структурные составляющие, кристаллы  $\alpha$  и  $\beta$ -растворов.

В сплавах, расположенных между точками  $p$  и  $a$ , перитектическая реакция заканчивается исчезновением  $\beta_b$ -кристаллов (т.е. с остатком жидкости  $Жр$ ), протекая по схеме  $Жр + \beta_b \rightarrow \alpha_a + Жр^{oct}$ . Далее из оставшейся жидкости до температур кривой солидус  $A'a$  продолжают выпадать  $\alpha$ -кристаллы.

Единственным сплавом, в котором перитектическая реакция  $Жр + \beta_b \alpha_a$  протекает с одновременным и полным исчезновением обеих исходных фаз - жидкости  $Жр$  и кристаллов  $\beta_b$ -раствора, является сплав  $n_1$ , отвечающий по составу точке  $a$  и называемый перитектическим.

# Диаграмма состояний сплавов с перитектическим превращением





# Сплав $n_1$ .

При первичной кристаллизации в интервале температур  $t_1$ - $t_p$  состав  $\beta$ -кристаллов изменяется по кривой солидус  $V'b$  в направлении от точки 2 к точке  $b$  состав кристаллизующейся жидкости - по кривой ликвидус  $V'p$  в направлении от точки 1 к перитектической точке  $p$  или  $J_{1-p} \beta_{2-b}$ .

По достижении температуры  $t_p$  (до начала перитектической реакции; в равновесии оказываются жидкость  $Jp$  и  $\beta_b$ -кристаллы, относительные количества которых определяются отношениями отрезков  $ab/pb$  и  $ap/pb$ ,

В момент окончания перитектической реакции сплав  $n_1$  окажется состоящим из  $\alpha_a$ -кристаллов. При дальнейшем понижении температуры из них должны выделяться вторичные  $\beta$ -кристаллы.

Состав  $\alpha_a$  кристаллов изменится по кривой сольвус  $aa_1$  в направлении от точки  $a$  к точке  $a_1$ , а вторичных  $\beta$ -кристаллов - по кривой  $bb_1$ , в направлении от точки  $b$  к точке  $b_1$ , т.е.  $\alpha_{a-a_1} \beta_{b-b_1}$ . При комнатной температуре  $\alpha_{a_1}$ -кристаллы оказываются в равновесии с  $\beta_{b_1}$ -кристаллами. Относительные количества этих фаз определяются отношениями отрезков  $n_1b_1/a_1b_1$  и  $n_1a_1/a_1b_1$ .

На кривой охлаждения сплав  $n_1$  имеет две критические точки (рис.9.9б), а в структуре - две структурные составляющие:  $\alpha$ -кристаллы, образовавшиеся по перитектической реакции (основа сплава), и вторичные  $\beta$ -кристаллы. Структура этого сплава напоминает структуру сплава из системы эвтектического типа (рис.9.3, 9.4).

# Сплав $m_1$ .

До температуры  $t_p$  в нем протекает фазовое превращение:  $J_{3-p} \leftrightarrow \beta_{4-e}$ .

При температуре  $t_p$  в этом сплаве в равновесии оказываются жидкость  $J_p$  и первичные  $\beta$ -кристаллы, соотношение между количествами которых измеряется отношением отрезков  $mb/mp$ . Перитектическая реакция закончится с остатком некоторого количества жидкости  $J_p$ .

Двухфазная структура жидкости  $J_p$  и  $\beta_e$ -кристаллов до начала перитектической реакции при температуре  $t_p$ , заменится после ее окончания двухфазной структурой жидкости  $J_p$  и образовавшихся  $\alpha_a$ -кристаллов.

При дальнейшем понижении температуры из оставшейся жидкости выделяются  $\alpha$ -кристаллы. Их состав изменится по кривой солидус  $aA'$  в направлении от точки  $a$  к точке  $b$ , а жидкости - по кривой ликвидус  $pA'$  в направлении от точки  $p$  к точке  $5$  или  $J_p \alpha_{a-6}$ .

Кристаллизация сплава  $m_1$  закончится при температуре  $t_3$ , когда исчезнут последние следы жидкости  $J_5$ , а все  $\alpha$ -кристаллы примут состав точки  $b$ , т.е. исходного сплава.

В интервале  $t_3-t_4$  сплав  $m_1$  охлаждается без каких бы то ни было изменений в структуре (простое физическое охлаждение).

Начиная с температуры  $t_4$ , из  $\alpha$ -кристаллов выделяются вторичные  $\beta$ -кристаллы, что можно записать как  $\alpha_{7-a1} \leftrightarrow \beta_{8-b1}$ .

В итоге на кривой охлаждения сплава  $m_1$  четыре критические точки (рис.9.96). Верхняя критическая точка отвечает  $T$  начала кристаллизации  $\beta$ -раствора, вторая точка (горизонтальная площадка) –  $T$  перитектической реакции, третья -  $T$  конца кристаллизации  $\alpha$ -раствора и, наконец, четвертая критическая точка -  $T$  начала выделения из  $\alpha$ -вторичных  $\beta$ -кристаллов.

Под микроскопом в сплаве  $m_1$  будут видны две структурные составляющие  $\alpha$ -кристаллы, образовавшиеся по перитектической реакции и из оставшейся после нее жидкости, и вторичные  $\beta$ -кристаллы, причем последних будет меньше, чем в сплаве  $n_1$ .

# Сплав $I_1$ .

Аналогично сплавам  $m_1$  и  $n_1$  до  $t_p$  кристаллизуется сплав  $I_1$ . Соотношение количества жидкости Жр и  $\beta_B$ -кристаллов при температуре  $t_p$  (до начала перитектической реакции) в этом сплаве определится отношением отрезков  $bl/pl$ . Нетрудно видеть, что перитектическая реакция закончится с остатком первичных  $\beta_b$ -кристаллов.

В результате уменьшения взаимной растворимости компонентов А и В в твердом состоянии при понижении температуры от  $t_p$  до комнатной в сплаве  $I_1$  из оставшихся  $\beta_b$ -кристаллов выделяются вторичные  $\alpha$ -кристаллы, а из образовавшихся по перитектической реакции  $\alpha_a$ -кристаллов - соответственно вторичные  $\beta$ -кристаллы, т.е.  $\alpha_{a-a1} \beta_{b-b1}$ .

На кривой охлаждения сплав  $I_1$  имеет две критические точки (рис.9.96), а в структуре - четыре структурные составляющие: первичные  $\beta$ -кристаллы, оставшиеся после перитектической реакции, и внутри них вторичные  $\alpha$ -кристаллы, а также образовавшиеся по перитектической реакции  $\alpha$ -кристаллы и внутри них вторичные  $\beta$ -кристаллы.



# Сплавы $l_1$ , $p_1$ и $v_1$

**Сплавы  $l_1$**  Аналогично сплавам  $m_1$  и  $n_1$  до  $t_p$  кристаллизуется сплав  $l_1$ . Соотношение количества жидкости Жр и  $\beta_B$ -кристаллов при температуре  $t_p$  (до начала перитектической реакции) в этом сплаве определится отношением отрезков  $bl/pl$ . Нетрудно видеть, что перитектическая реакция закончится с остатком первичных  $\beta_b$ -кристаллов.

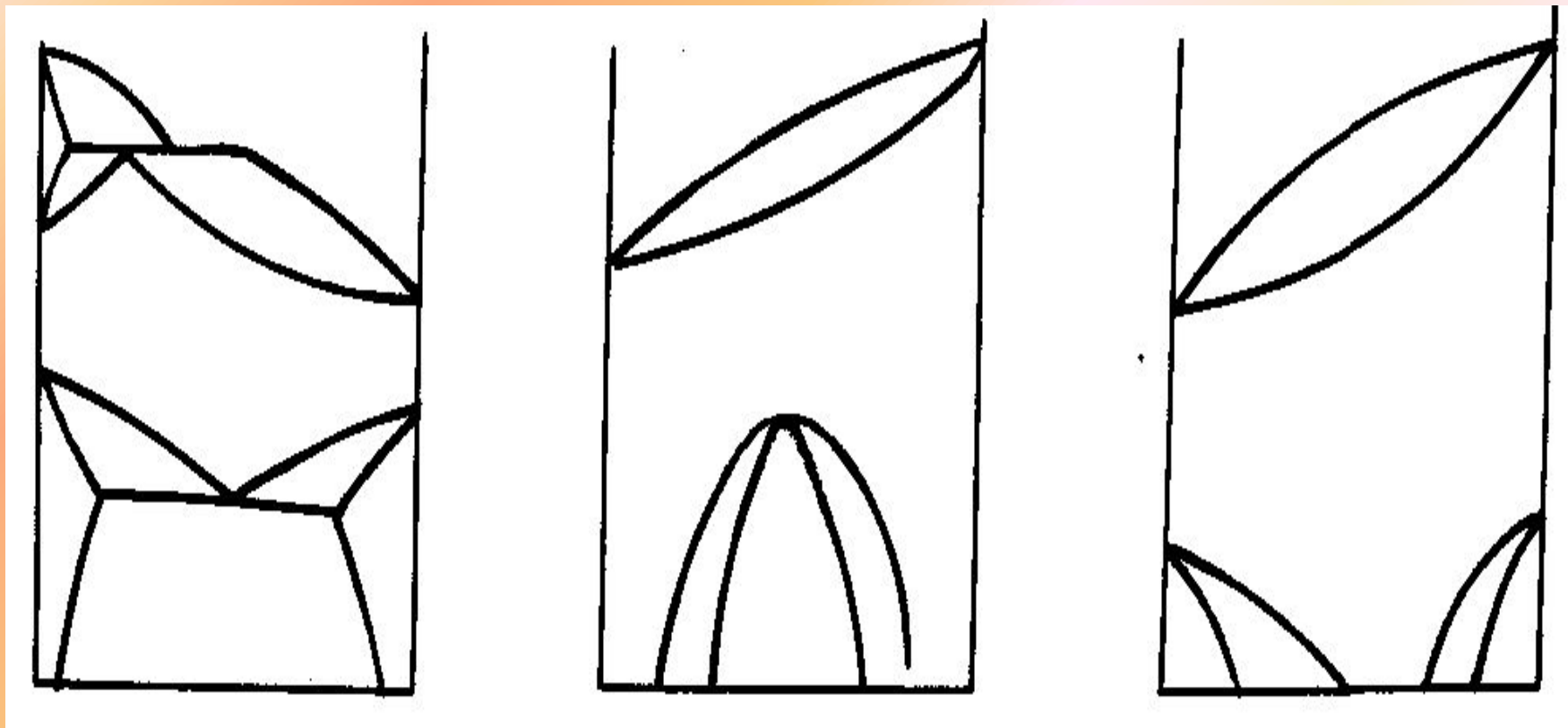
В результате уменьшения взаимной растворимости компонентов А и В в твердом состоянии при понижении температуры от  $t_p$  до комнатной в сплаве  $l_1$  из оставшихся  $\beta_b$ -кристаллов выделяются вторичные  $\alpha$ -кристаллы, а из образовавшихся по перитектической реакции  $\alpha_a$ -кристаллов - соответственно вторичные  $\beta$ -кристаллы, т.е.  $\alpha_{a-a1}$   $\beta_{b-b1}$ .

На кривой охлаждения сплав  $l_1$  имеет две критические точки (рис.9.96), а в структуре - четыре структурные составляющие: первичные  $\beta$ -кристаллы, оставшиеся после перитектической реакции, и внутри них вторичные  $\alpha$ -кристаллы, а также образовавшиеся по перитектической реакции  $\alpha$ -кристаллы и внутри них вторичные  $\beta$ -кристаллы.

**Сплав  $p_1$  и  $v_1$** . Сплав, отвечающий по составу точке  $p$ , кристаллизуется как  $\alpha$ -твердый раствор. Аналогично кристаллизуется сплав, отвечающий по составу точке  $b$  однако в нем, начиная с температуры  $t_p$ , в твердом состоянии из первичных  $\beta$ -выделяются вторичные  $\alpha$ -кристаллы.

Особенность этих двух сплавов заключается в том, что в них не протекает перитектическая реакция, так как при температуре  $t_p$  в первом сплаве есть только жидкость Жр, а во втором - только первичные  $\beta_b$ -кристаллы, а этого недостаточно для перитектической реакции.

## Диаграммы состояния сплавов с полиморфным превращением

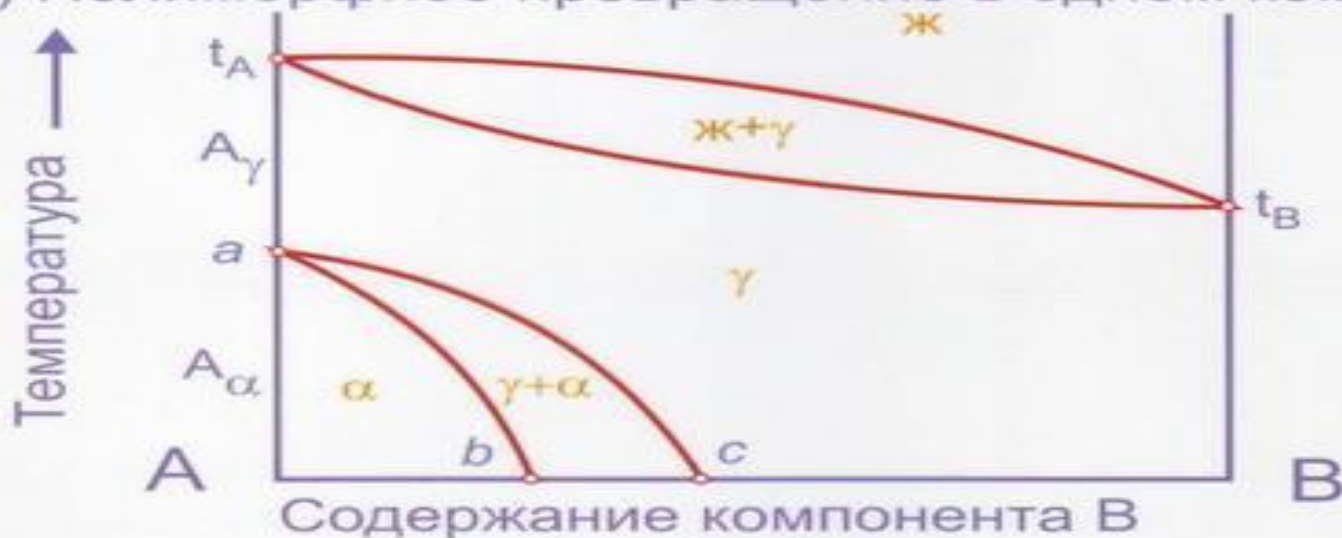


Полиморфизм (аллотропия) – свойство некоторых металлов иметь различные кристаллические решетки при разных температурах.

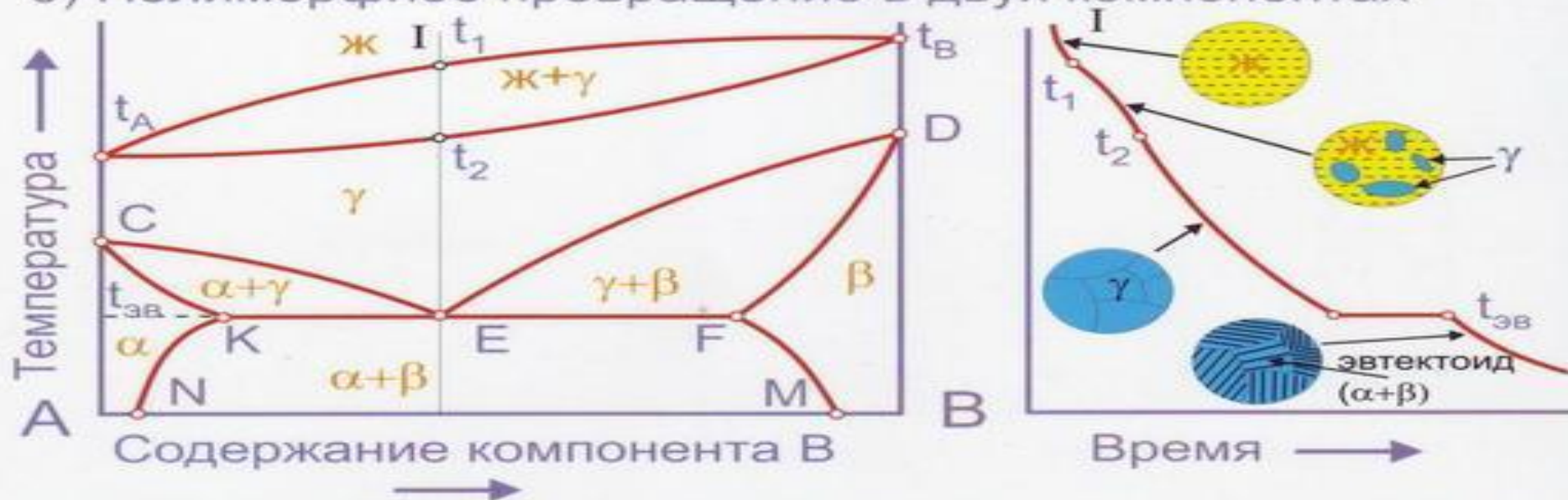
Если один или оба компонента в твердом состоянии испытывают полиморфные превращения, то на диаграммах существуют два типа превращений в жидком и твердом состояниях, каждое из которых можно рассматривать независимо от другого.

# Диаграммы состояний сплавов, компоненты которых имеют полиморфные превращения

а) Полиморфное превращение в одном компоненте

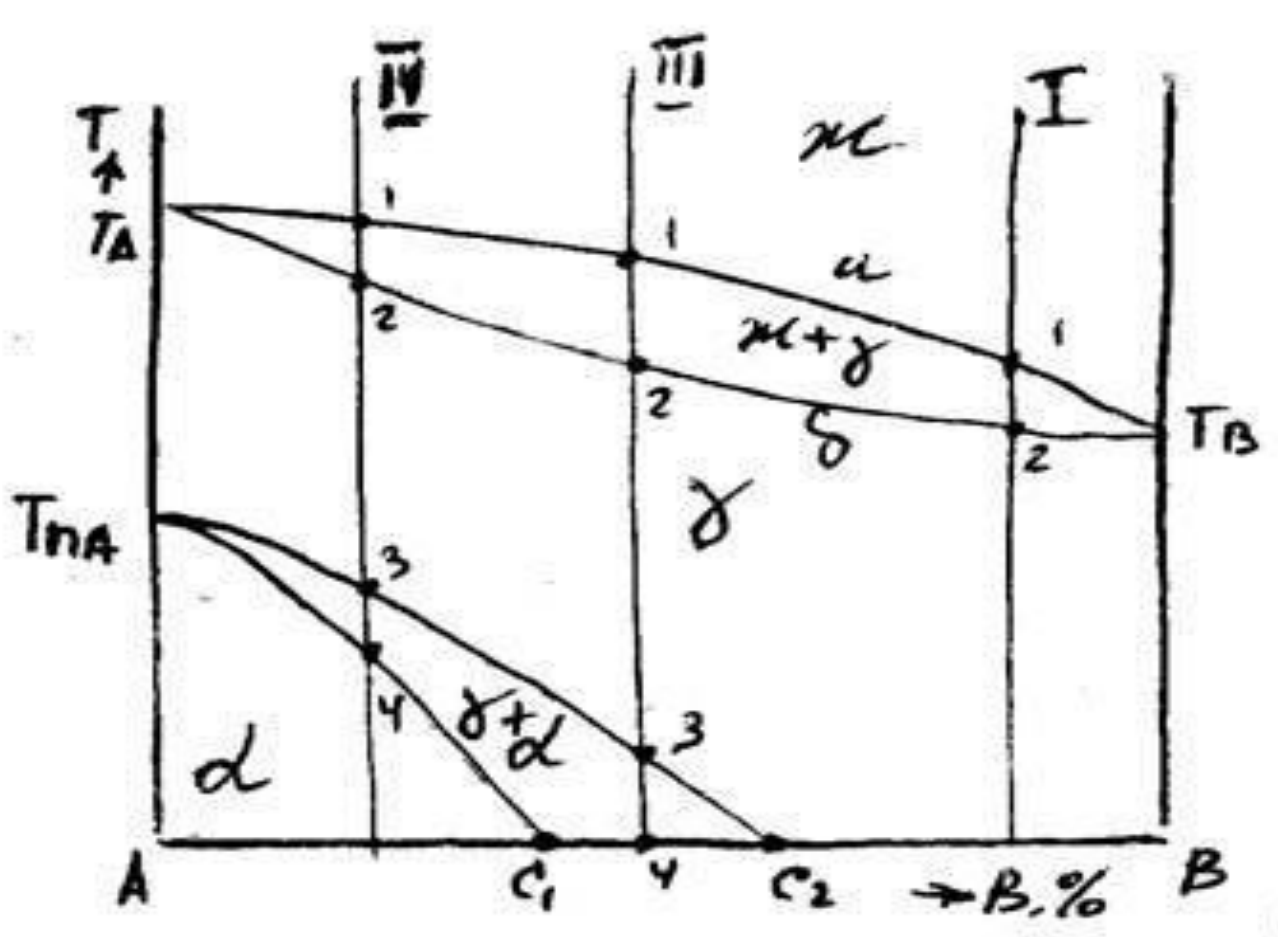


б) Полиморфное превращение в двух компонентах





# Диаграмма состояния с полиморфным превращением у одного из компонентов



T<sub>пА</sub> – температура полиморфного превращения компонента А  
T<sub>AaTB</sub> – линия ликвидус,  
T<sub>ABTB</sub> – линия солидус,  
T<sub>пА-C2</sub> – линия начала полиморфного превращения,  
T<sub>пА-C1</sub> – линия окончания полиморфного превращения.

После затвердевания все сплавы состоят из γ-твердого раствора (твердый раствор В в Аγ). С понижением температуры ниже T<sub>пА-C2</sub>: Аγ превращается в Аα (модификации). В области C1-C2 в равновесии находится две фазы α+γ, где α – твердый раствор В в Аα.

## Сплав 2.

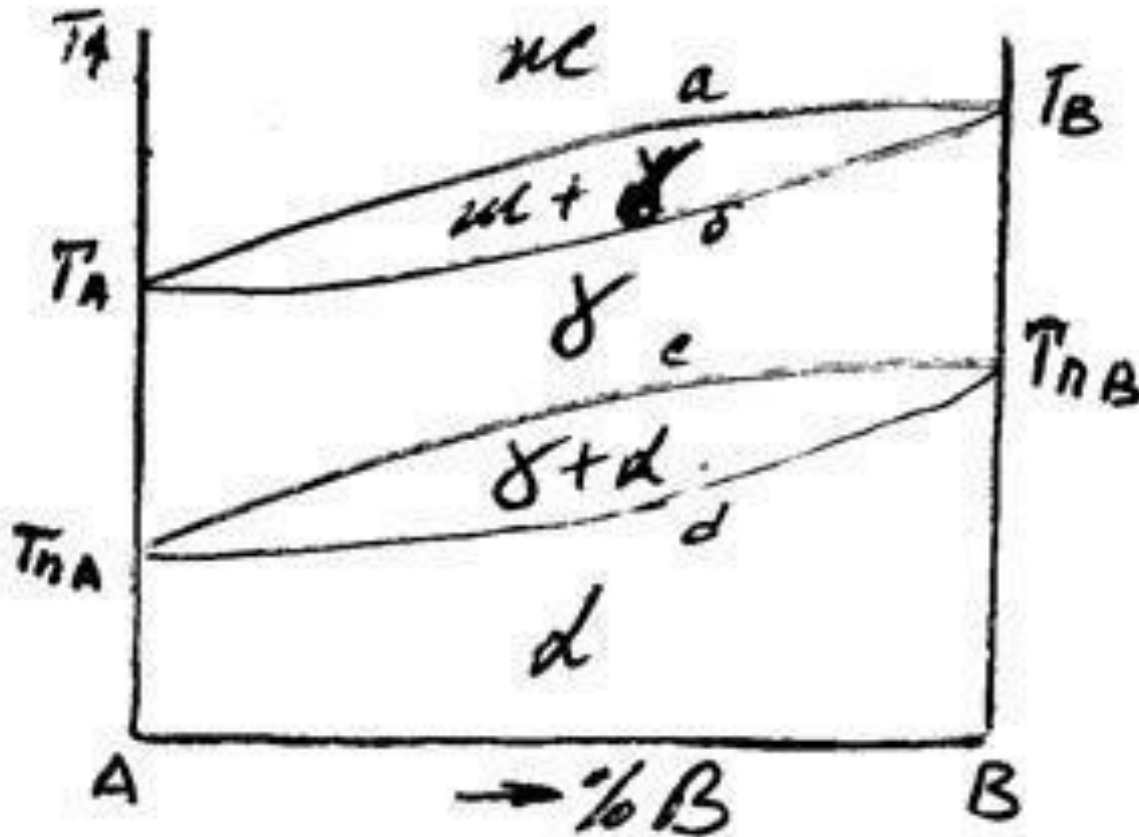
Полная кристаллизация ниже t<sub>2</sub>.

В точке t<sub>3</sub> начинается полиморфное превращение γ↔α, а в точке t<sub>4</sub> заканчивается.

Состав α-твердого раствора изменяется по линии T<sub>пА-1</sub>.

После охлаждения структура – α.

# Диаграмма состояния с полиморфным превращением у двух компонентов



:

T<sub>Aa</sub>T<sub>B</sub> – линия ликвидус,

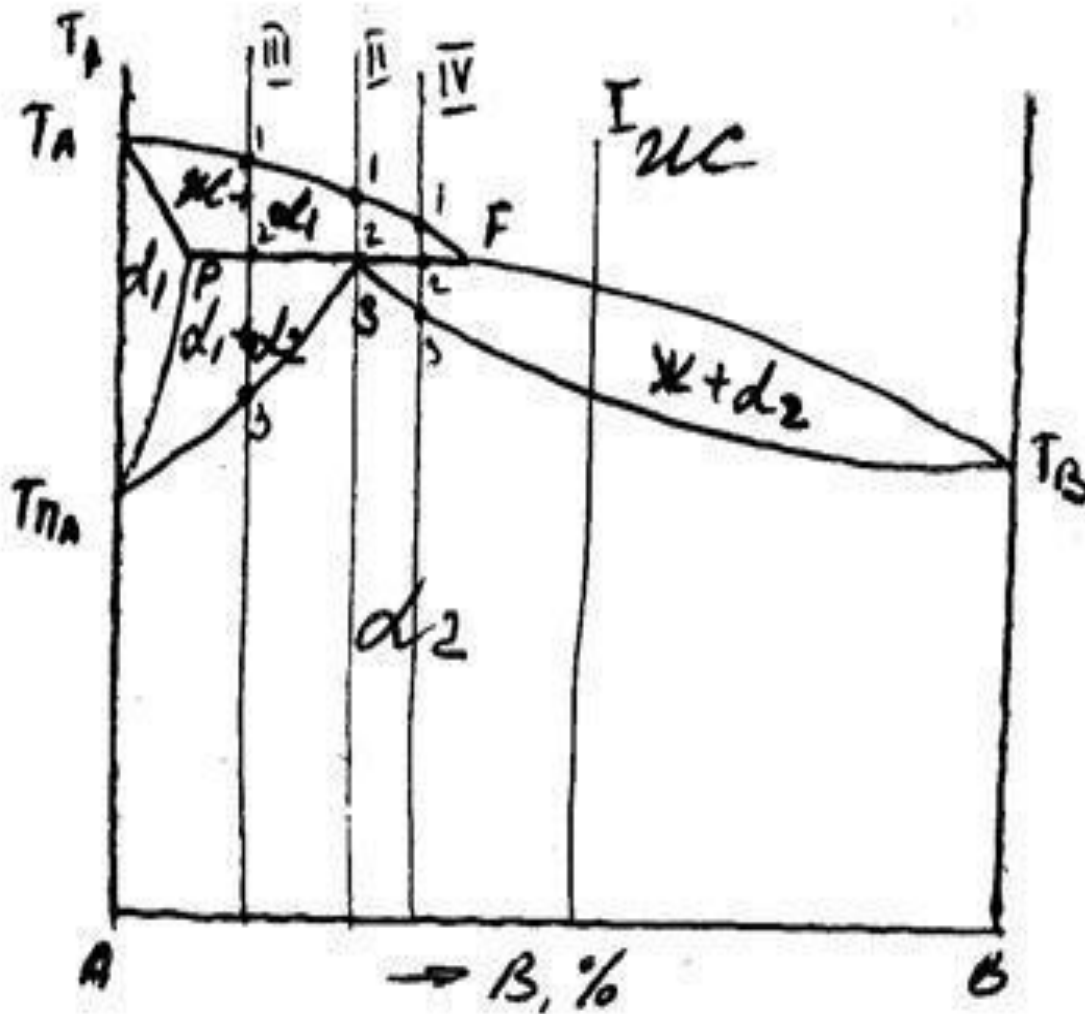
T<sub>Ab</sub>T<sub>B</sub> – линия солидус,

T<sub>pAc</sub>T<sub>pB</sub> – линия начала  
полиморфного  
превращения  $\gamma \leftrightarrow \alpha$ ,

T<sub>pAd</sub>T<sub>pB</sub> – линия  
окончания полиморфного  
превращения  $\gamma \leftrightarrow \alpha$

Все превращения образуют  
неограниченные твердые  
растворы (сначала  $\gamma$ , а  
затем при полиморфном  
превращении  $\gamma \leftrightarrow \alpha$ ).

# Диаграмма состояния с полиморфным превращением у одного из компонентов и с перитектическим превращением



TAFTB – линия ликвидус,  
 TAPSTB – линия солидус,  
 PSF – линия перитектического  
 равновесия:

$T_{пА}$  – температура полиморфного  
 превращения:  $A1 \leftrightarrow A2$ ,

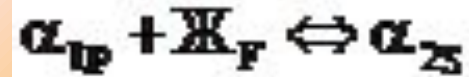
$T_{пА}PSF$  – начало полиморфного  
 превращения,

$T_{пА}-S$  линия окончания  
 полиморфного превращения :  $\alpha_1 \leftrightarrow \alpha_2$ .

## Сплав 2.

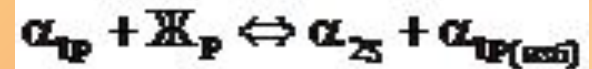
Ниже  $t_1$  происходит выделение  
 кристаллов  $\alpha_1$ .

При  $t_2$  перитектическое  
 превращение: (полиморфное  
 превращение).



## Сплав 3

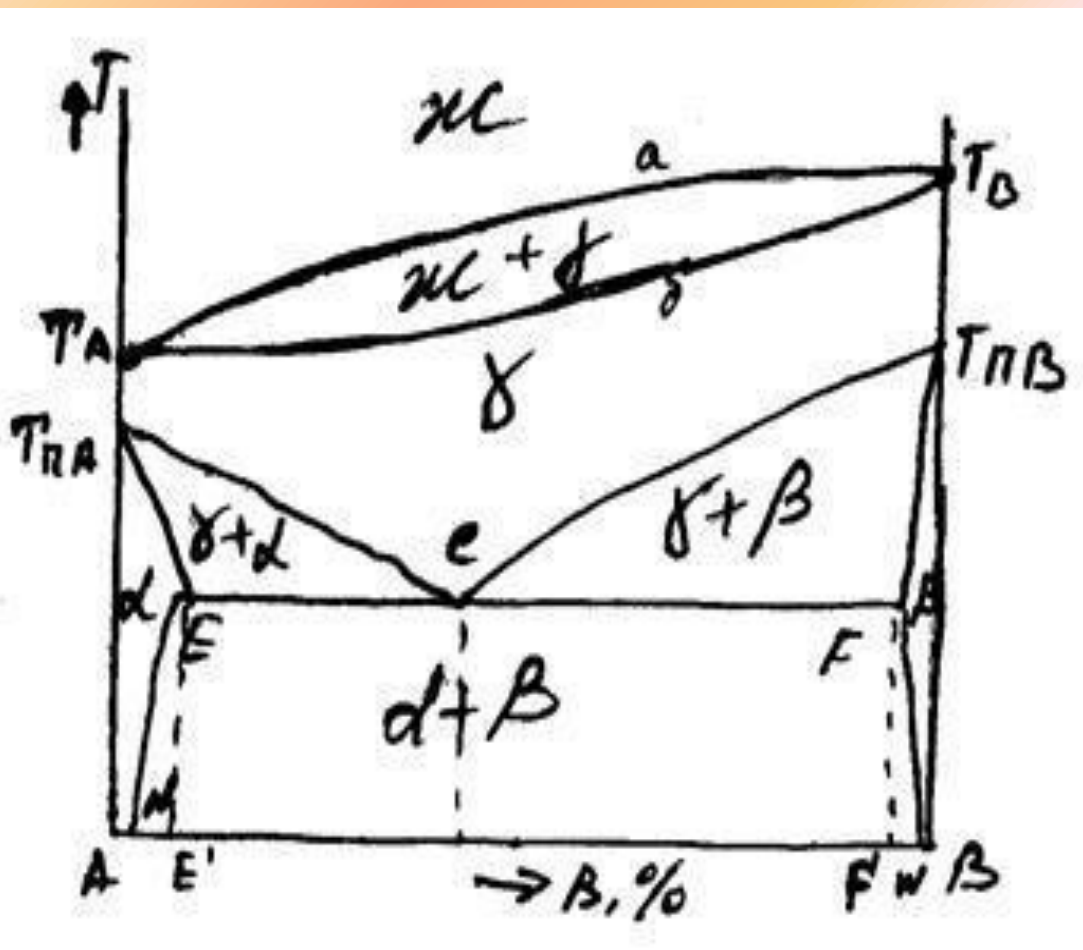
При  $t_2$  – перитектическое  
 превращение: .



Ниже  $t_3$  структура  $\alpha_2$   
 заканчивается полиморфное  
 превращение.



## Диаграмма состояния с полиморфным превращением двух компонентов и с эвтектоидным превращением



$T_{пA}$  и  $T_{пB}$  – начало полиморфных превращений A и B,

ECF – линия эвтектоидного равновесия, эвтектоидное превращение заключается в том, что из одной твердой фазы образуется смесь двух твердых фаз: ,

$T_{пAE}$  – конец полиморфного превращения компонента A,

$T_{пBF}$  – конец полиморфного превращения компонента B,

EN – линия ограниченной растворимости компонента B в A.

### Сплавы:

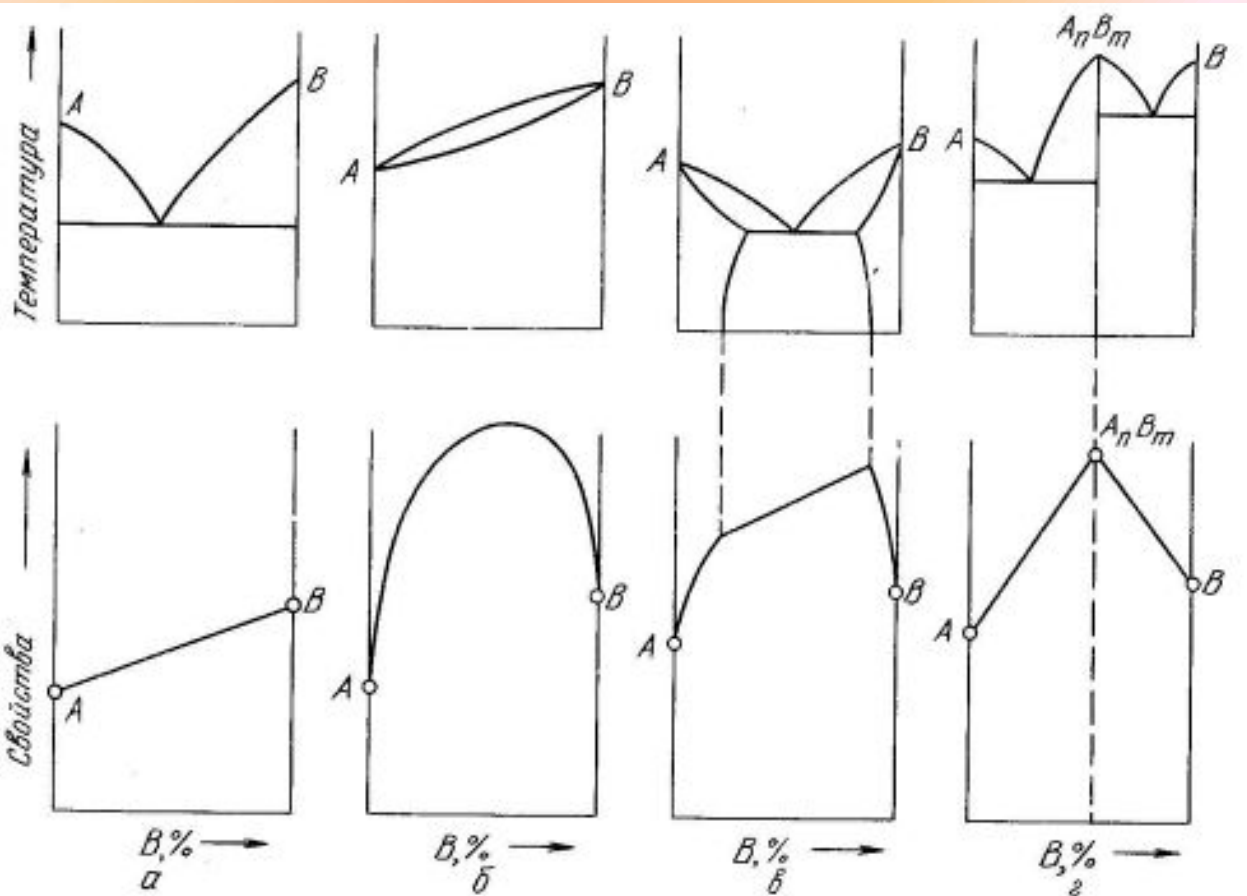
E'C – доэвтектоидные:  $\alpha + \text{эвт-д}$  ( $\alpha + \beta$ ).

C – эвтектоидный:  $\text{э}$  ( $\alpha + \beta$ ).

CF' – заэвтектоидные:  $\beta + \text{э}$  ( $\alpha + \beta$ ).

Фазы:  $\alpha + \beta$ .

# Правила Н.С. Курнакова



Курнаков показал определенную зависимость между типом диаграммы состояния и свойствами сплава (твердостью, электропроводностью и т. д.).

При образовании непрерывного ряда твердых растворов свойства (твердость, электропроводность и др.) изменяются по криволинейной зависимости.

Твердость компонентов А и В ниже, чем твердость сплавов.

При образовании смесей свойства сплава изменяются по линейному закону (аддитивно).

Значение свойств сплавов находятся в интервале между свойствами чистых компонентов

В сплавах с ограниченной растворимостью (диаграммы с эвтектическим или перитектическим превращениями) свойства при концентрациях, отвечающих однофазовому твердому раствору изменяются по криволинейной зависимости, а в двухфазовой области – по прямой.

Крайние точки на прямой являются свойствами предельно насыщенных твердых растворов.

При образовании химического соединения на кривой концентрация – свойства, будет иметься максимум (или минимум) – а на прямой перелом.

# Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояний

