



Министерство образования и науки Российской Федерации  
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования  
**«Самарский государственный технический университет»**

---

Факультет Машиностроения, металлургии и транспорта  
Кафедра «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы»

## Раздел 4

# **ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ**

Самара 2019 г.

# Диаграммы состояния систем с упорядоченными твердыми растворами

Разрыв непрерывной растворимости компонентов А и В в твердом состоянии возможен также в результате **упорядочения** твердого  $\alpha$ -раствора. Равновесие неупорядоченного  $\alpha$  - и упорядоченного  $\alpha'$ -твердых растворов, записывается как  $\alpha \leftrightarrow \alpha'$ .

В **неупорядоченном** твердом растворе атомы компонентов А и В беспорядочно располагаются по узлам кристаллической решетки. Наоборот, **упорядоченный** раствор характеризуется закономерным расположением атомов компонентов в узлах кристаллической решетки. Если закономерное расположение разноименных атомов распространяется на расстояния, соизмеримые с размерами кристаллов, то говорят о возникновении **дальнего порядка**. В неупорядоченном твердом растворе дальний порядок отсутствует, но может существовать **ближний порядок** или закономерное расположение атомов разного сорта на нескольких межатомных расстояниях.

# Упорядочение как фазовый

## переход

Упорядочение твердого раствора при понижении температуры может протекать как фазовый переход **первого рода**, т.е. подчиняться правилу фаз Гиббса, и как фазовый переход **второго рода**, т.е. не подчиняться этому правилу. В соответствии с этим диаграммы состояния систем с упорядоченными твердыми растворами имеют различный вид.

Если упорядочение происходит как фазовый переход первого рода, то на диаграмме состояния (рис. 7, а) имеются две кривые  $akd$  и  $bkc$ , называемые кривыми равновесия неупорядоченного и упорядоченного твердых растворов  $\alpha \leftrightarrow \alpha'$  или начала и конца упорядочения  $\alpha \rightarrow \alpha'$ .

Температуру  $t_k$  перехода неупорядоченного  $\alpha$ -раствора стехиометрического состава (точки  $k$ ) в упорядоченный  $\alpha'$ -раствор называют *точкой Курнакова*. Н.С.Курнаков с сотрудниками впервые (1914 г.) обнаружил упорядоченные фазы в системе Au - Cu.

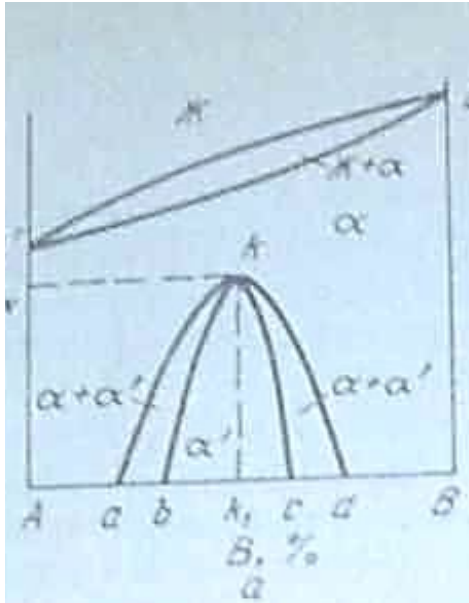


Рис. 7, а

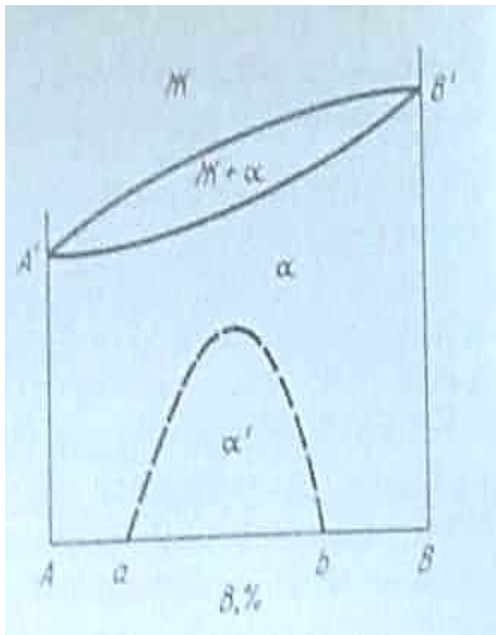


Рис.7,б

Если упорядочение твердого раствора происходит как фазовый I переход второго рода, то на диаграмме состояния (рис. 7, б) имеется только одна кривая  $ab$ , отделяющая области существования неупорядоченного  $\alpha$ - и упорядоченного  $\alpha'$ -растворов. Эта кривая изображает зависимость точки Курнакова (температуры  $t_k$ ) от состава. Между ниспадающими ветвями кривой  $ab$  нельзя проводить коноды, поскольку эти ветви не изображают составов  $\alpha$ - и  $\alpha'$ -растворов при разных температурах.

Упорядочение  $\alpha$ -раствора в сплавах участка  $a - b$  при понижении температуры всегда происходит постепенно, без заметного теплового эффекта, неупорядоченный  $\alpha$ - и упорядоченный  $\alpha'$ -растворы имеют один и тот же химический состав, определяемый составом сплава. Упорядочение  $\alpha \rightarrow \alpha'$  в такой системе следует рассматривать как постепенное (по температуре) образование в кристаллической решетке неупорядоченного  $\alpha$ -раствора участков с закономерным расположением разноименных атомов, поэтому  $\alpha$ -раствор ниже кривой  $ab$  всегда частично упорядочен и степень этого упорядочения зависит от температуры.

# Диаграмма состояния системы с эвтектическим равновесием

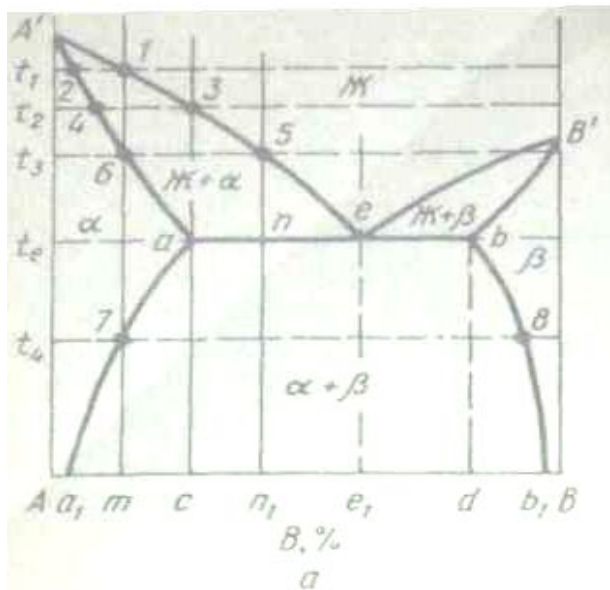


Рис.11,а

Особенность рассматриваемой диаграммы состояния (рис. 11, а) - снижение температур начала и конца кристаллизации граничных  $\alpha$ - и  $\beta$ -растворов при добавлении компонентов А и В одного к другому, в результате чего при температуре  $t_e$  жидкая фаза  $Ж_e$  оказывается в **эвтектическом** равновесии с  $a_a$ - и  $b_b$ -растворами, т.е.

$Ж_e \leftrightarrow \alpha_a + \beta_b$ . Эвтектическое равновесие наблюдается во всех сплавах, расположенных между точками максимальной растворимости  $\alpha$  и  $\beta$ . В соответствии с этим горизонталь  $ab$  и точку  $e$  на этой горизонтали также называют **эвтектическими**, а жидкую фазу  $Ж_e$  и структурную составляющую  $\alpha_a + \beta_b$  (см. ниже), которая выделяется из этой жидкости по реакции  $Ж_e \rightarrow \alpha_a + \beta_b$  - **эвтектикой**.

# Структура сплавов

Под **структурными составляющими** в металлических сплавах обычно понимают характерные участки их микроструктуры, которые при средних увеличениях микроскопа имеют однообразное строение, отличное от строения других участков. Структурная составляющая может быть однофазной или

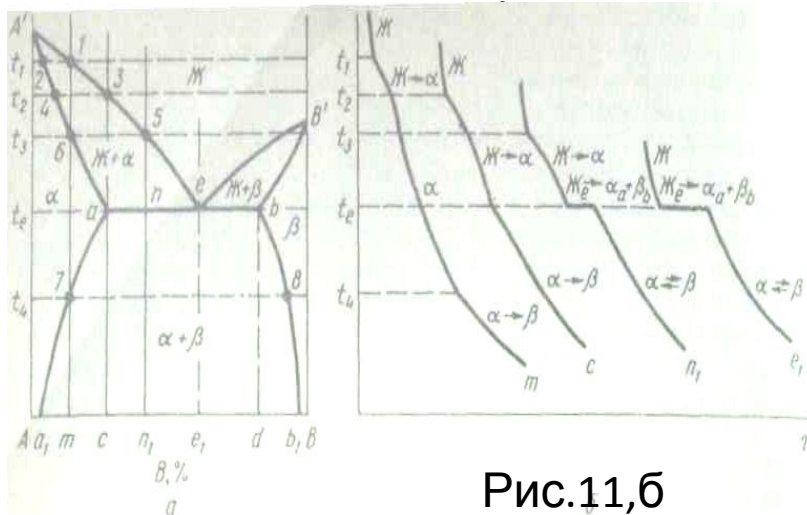


Рис.11,б

На кривой охлаждения сплав **m** имеет три критические точки (см. рис. 11,б): две верхние точки отвечают температурам начала и конца первичной кристаллизации  $\alpha$ -раствора, а третья (нижняя) точка - соответственно температуре начала выделения вторичных  $\beta$ - из первичных  $\alpha$ -кристаллов. Под микроскопом в структуре этого сплава (рис. 12) при средних увеличениях можно увидеть две структурные составляющие - первичные  $\alpha$ - и вторичные  $\beta$ -кристаллы.

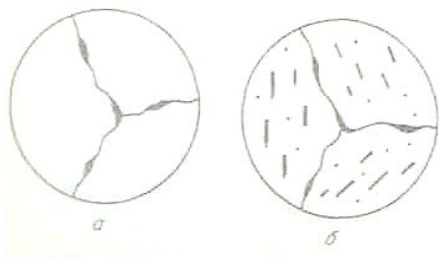


Рис.12

В сплаве **m** обе структурные составляющие - первичные  $\alpha$ - и вторичные  $\beta$ -кристаллы - однофазные.

# Структура до- и заэвтектоидных сплавов

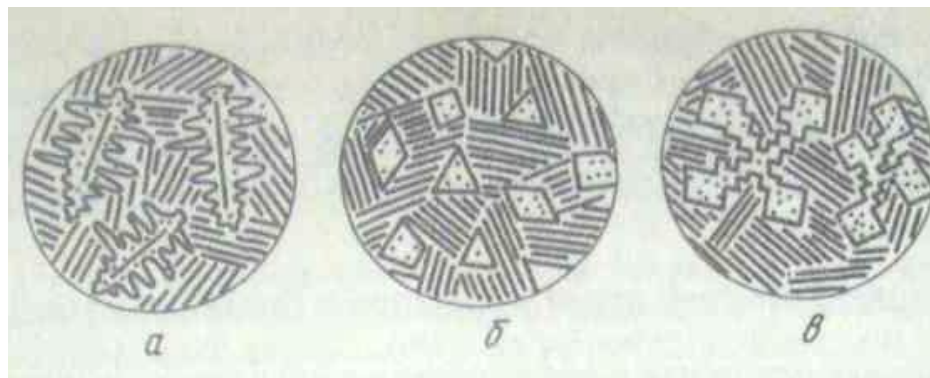


Рис. 13

Под микроскопом в структуре доэвтектоидного сплава можно увидеть главным образом три структурные составляющие: первичные  $\alpha$ -кристаллы, эвтектику  $\alpha + \beta$  и выделение вторичных  $\beta$ - внутри первичных  $\alpha$ -кристаллов. Вторичные  $\alpha$ - и  $\beta$ -кристаллы на фоне дисперсной эвтектики  $\alpha + \beta$  заметны не будут, потому что они "солятся" с эвтектическими  $\alpha$ - и  $\beta$ -кристаллами, выделяясь на них как на подложке. Возможные варианты микроструктуры сплава показаны на рис. 13.

В заэвтектических сплавах избыточными будут  $\beta$ -кристаллы.

# Строение эвтектик

В зависимости от строения на плоскости металлографического шлифа различают несколько видов эвтектик: пластинчатую (рис. 14, а), зернистую (рис. 14, б), скелетную (рис. 14, в), игольчатую (рис. 14, г) и др. Длительное время эвтектику рассматривали как смесь множества кристалликов разных фаз, выросших из разных центров. Последовательная сошлифовка тонких слоев и вытравливание одной из фаз показали, что в пределах одной эвтектической колонии каждая из фаз является непрерывной. То есть эвтектическая колония - это *взаимно проросшие, сильно разветвленные кристаллы разных фаз*. Кристалл каждой из фаз, входящих в эвтектику, имеет множество ответвлений, которые, чередуясь в пространстве, дают на металлографическом шлифе (т.е. в произвольном плоском сечении) картину "смеси" этих фаз. По существу, каждая эвтектическая колония представляет собой *двухфазный* бикристалл, т.е. росток двух сильно разветвленных кристаллов разных фаз.

Эвтектику называют **нормальной**, если она состоит из хорошо различимых под микроскопом эвтектических колоний и характеризуется регулярным расположением ответвлений второй фазы. Колониальное строение наиболее четко проявляется у пластинчатых (см. рис. 14, в) и скелетных (см. рис. 14, а) эвтектик. Соседние колонии этих эвтектик легко различимы по направлению пластин. Колониальное строение зернистой эвтектики (см. рис. 14, б) заметно при соответствующем увеличении: зернышки в центральной части колонии обычно мельче, а на периферии – крупнее. Эвтектику называют **аномальной**, если ее колонии не выявляются и вторая фаза располагается нерегулярно, хаотично (см. рис.

1

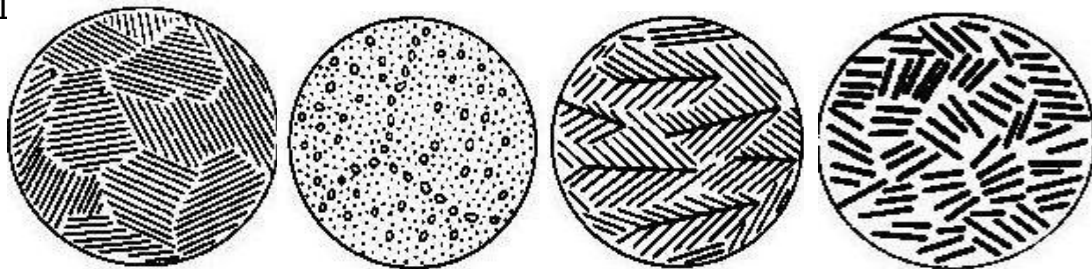


Рис.14