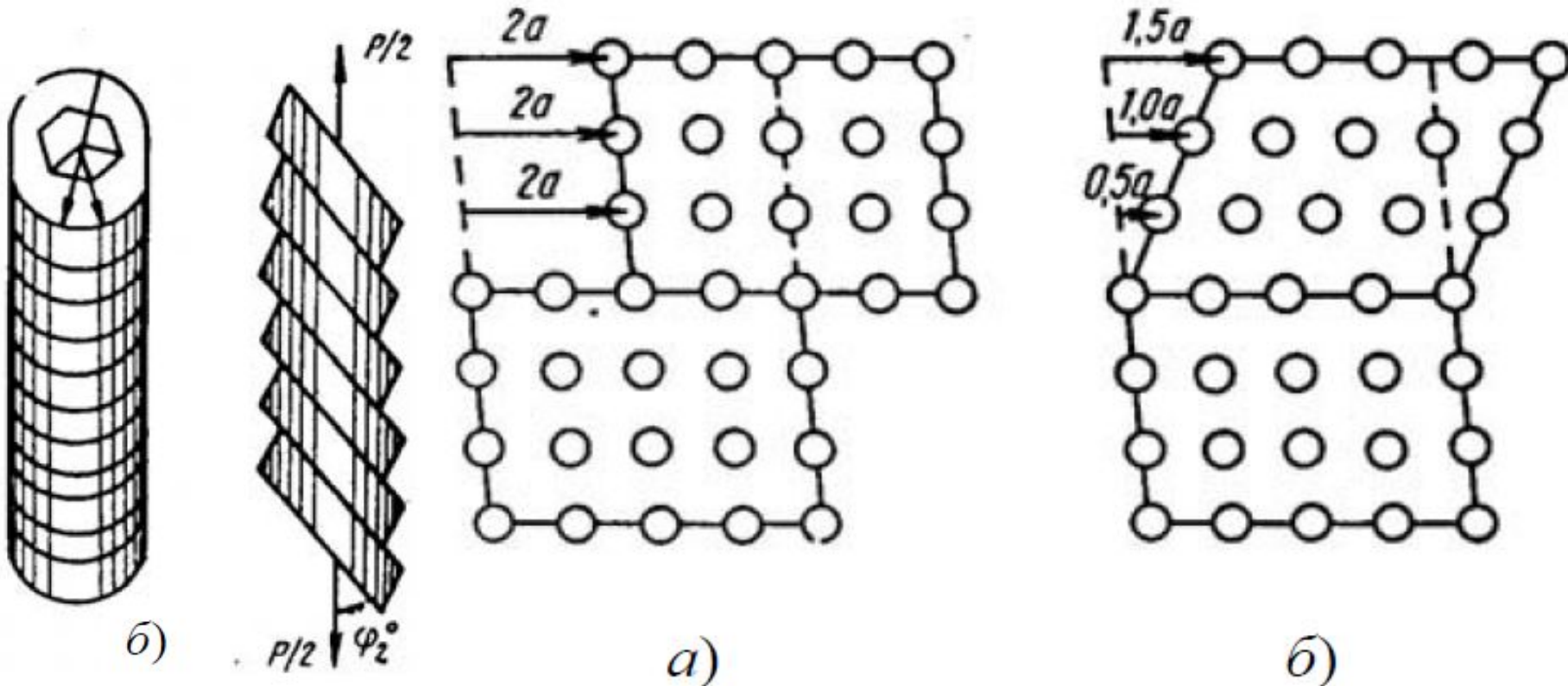


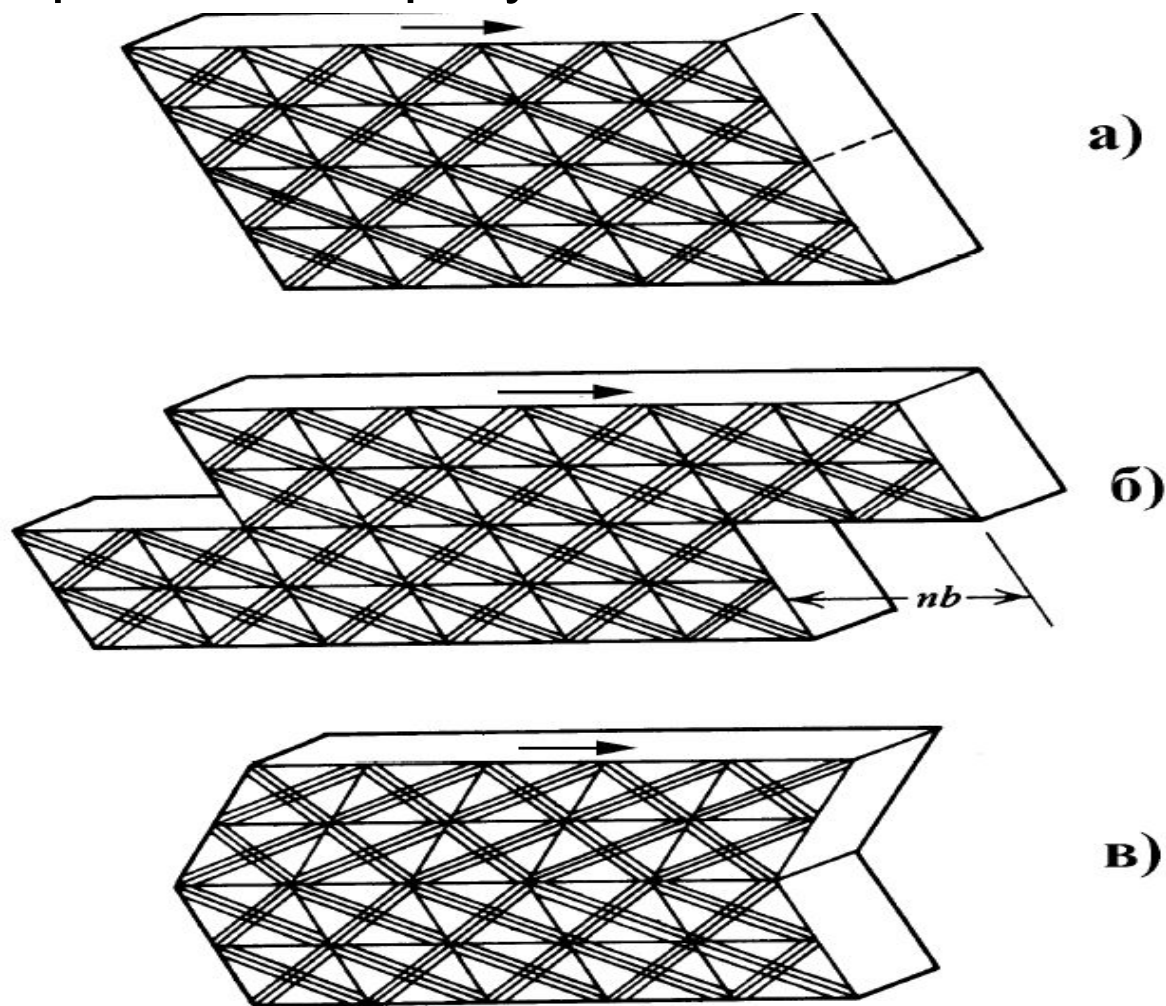
# ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

При **низкой температуре** внутризеренная пластическая деформация происходит путем *скольжения* (а) или двойникования (б) отдельных участков решетки по определенным плоскостям (**при высокой температуре** проявляется *ползучесть*).

**Двойникование** - смещение одной части кристалла по отношению к другой с последующим поворотом частей кристалла. При повороте, получается зеркальное отображение одной части кристалла по отношению к другой.



Изменение формы твердого кристаллического тела с кубической решеткой в результате пластической деформации:

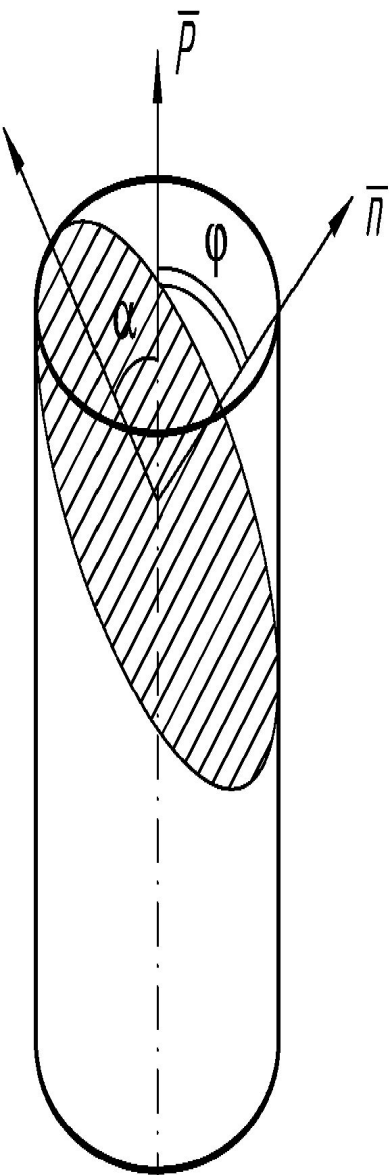


а - недеформированный кристалл;

б – кристалл после скольжения (прохождение  $n$  с векторами Бюргерса  $b$ );

в - кристалл после тройного сдвига

# Схема растяжения образца из монокристалла



Нормальное напряжение  $\sigma$  почти не оказывает влияния на пластическое течение кристаллов.

**Пластическая деформация происходит под действием касательных (сдвигающих)**

**напряжений  $\tau$**

$$\tau = P/F \cdot \cos \phi \cos \alpha$$

где  $P$  – растягивающее усилие;

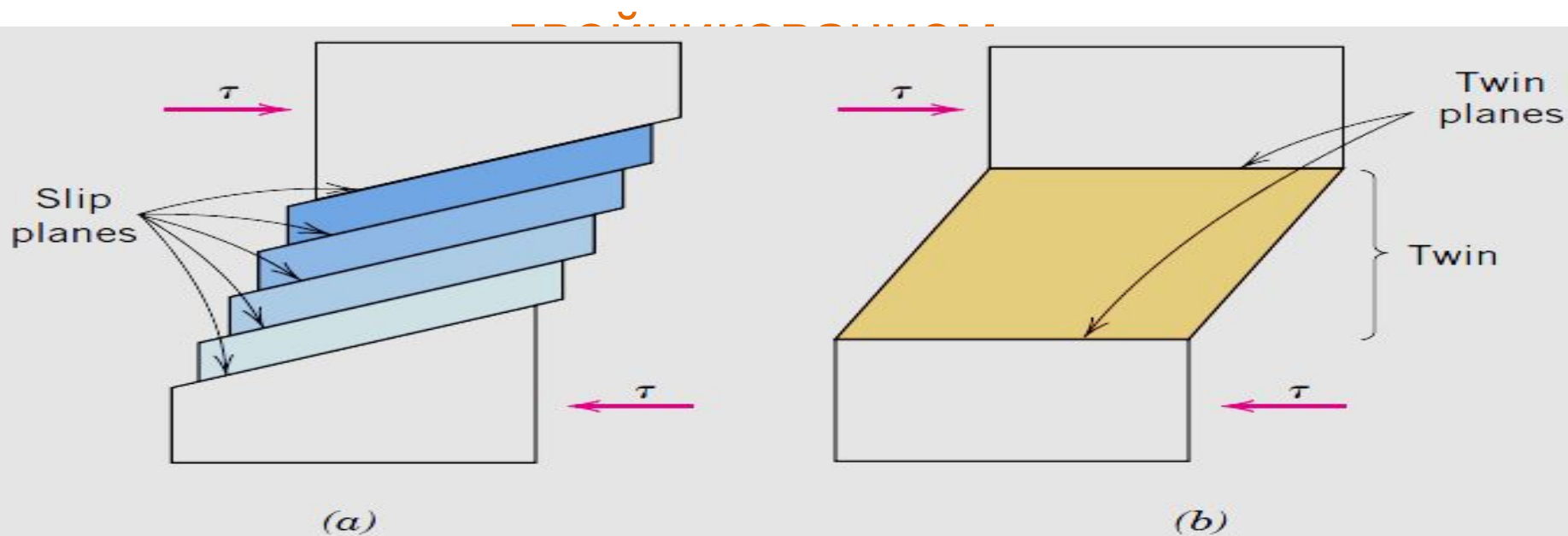
$F$  – площадь поперечного сечения образца по плоскости скольжения;

$\phi$  – угол наклона нормали к плоскости скольжения;

$\alpha$  – угол между растягивающим усилием и плоскостью скольжения.

При постоянном  $\tau$  предел текучести монокристалла (нормальное напряжение  $\sigma_T = P_T/F$ , соответствует началу пластической деформации) для металла зависит от ориентировки плоскостей скольжения относительно направления действия сил, имея минимум при  $\phi = \alpha = 45^\circ$ .

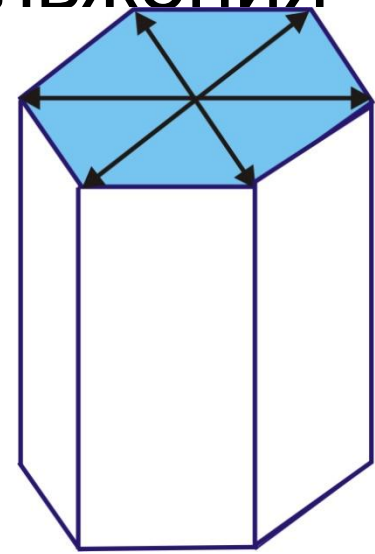
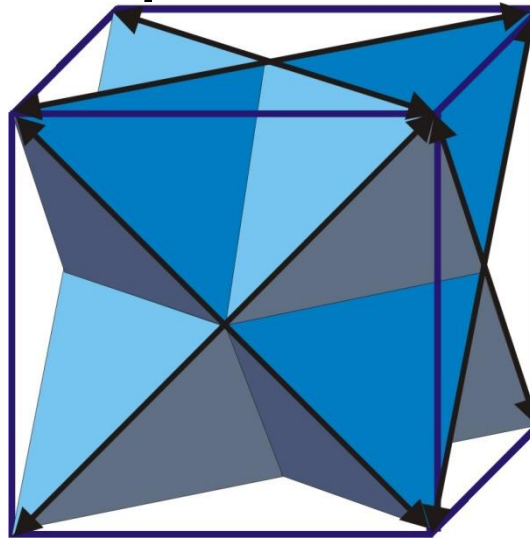
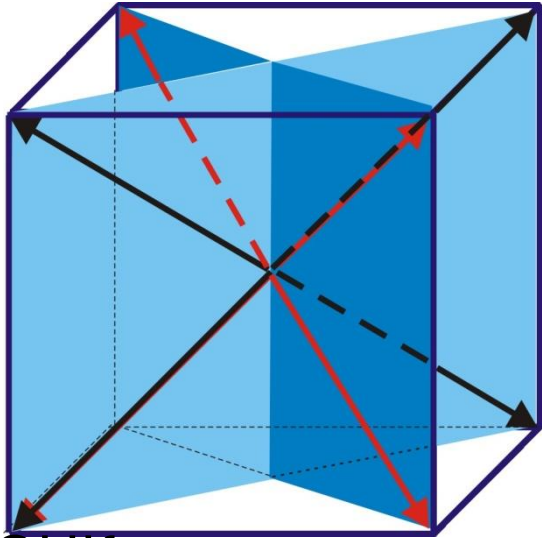
Пластическая деформация монокристалла может происходить  
в основном двумя путями: **скольжением** и



**Скольжение** представляет собой параллельное смещение тонких слоев монокристалла относительно друг друга по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям.

Обычно плоскостями скольжения являются плоскости с наибольшей плотностью размещения атомов, а направлениями скольжения – те направления, по которым межатомные расстояния минимальны.

# Плоскости и направления скольжения



ОЦК: Cr,  $\alpha$ -Fe, Mo, и

ГЦК: Al, Cu,  $\gamma$ -Fe, и др. ГПУ: Cd, Co, Mg,  $\alpha$ -Ti, Zn

**В металлах с ОЦК решеткой** направление плотной упаковки совпадает с направлением диагональной плоскости, а само скольжение – с направлением диагонали в этой плоскости.

**В металлах с ГЦК решеткой** внутри элементарной ячейки имеется четыре октаэдрических плоскости с наиболее плотной упаковкой. В каждой из этих плоскостей имеются три направления плотной упаковки – 12 наиболее вероятных систем скольжения.

**Скольжение в ГПУ кристаллах совершается** в плоскостях, параллельных основанию шестигранной призмы основной ячейки. В самой плоскости скольжения имеется три направления минимального расстояния между атомами.

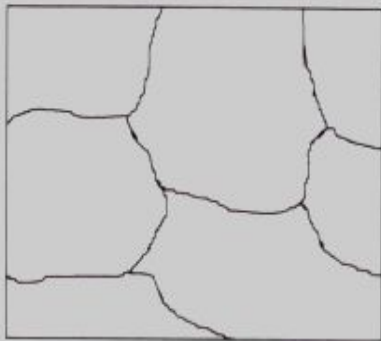


Линии скольжения на полированной поверхности поликристаллического образца деформированного железа x100.

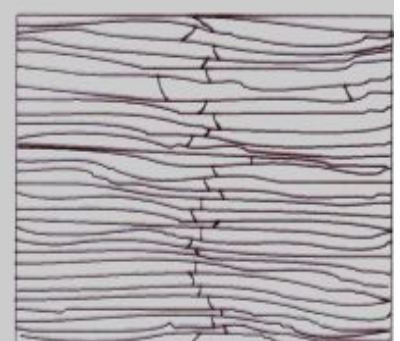


Линии скольжения на поверхности поликристаллического образца меди, которая была отполирована и впоследствии деформирована. x173

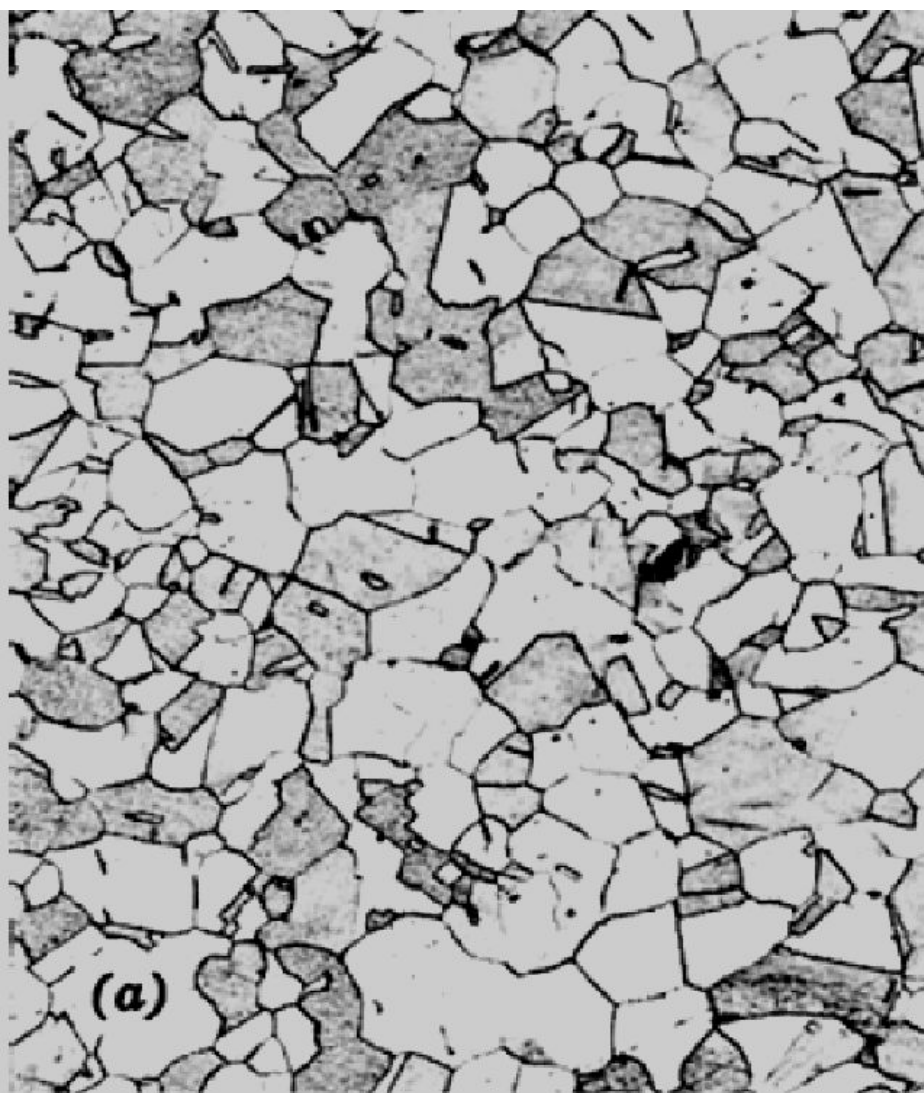
**Пластическая деформация поликристалла** начинается в наиболее благоприятно расположенных зернах. В этих зернах плоскости скольжения составляют с направлением усилия угол, близкий к  $45^\circ$ . Остальные зерна в это время поворачиваются, и когда их плоскости скольжения составят с направлением действия усилия угол  $45^\circ$ , они также начинают деформироваться. В итоге, большинство зерен вытягивается в направлении наиболее интенсивного течения металла. После деформации, плоскости скольжения большинства зерен ориентированы в одном направлении – **возникает текстура деформации**, приводящая к анизотропии свойств



Исходная  
структура



Увеличение степени деформации



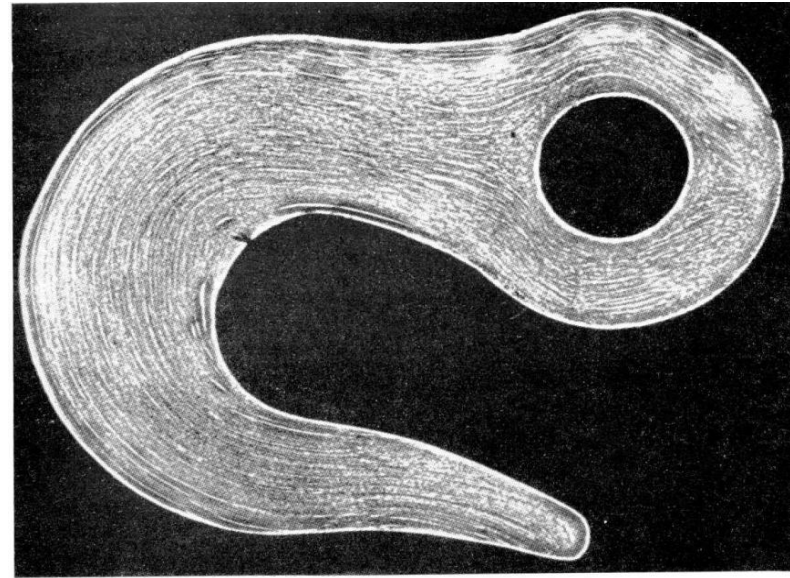
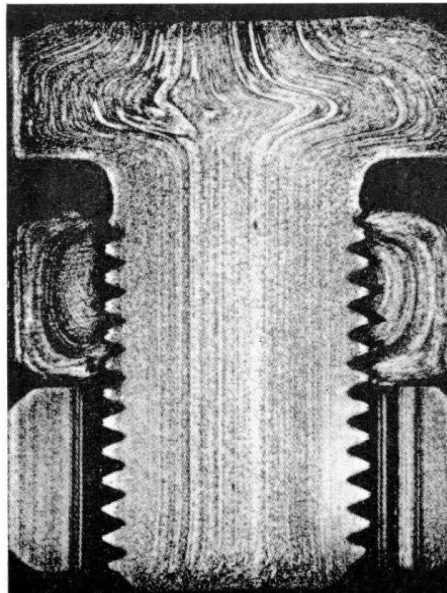
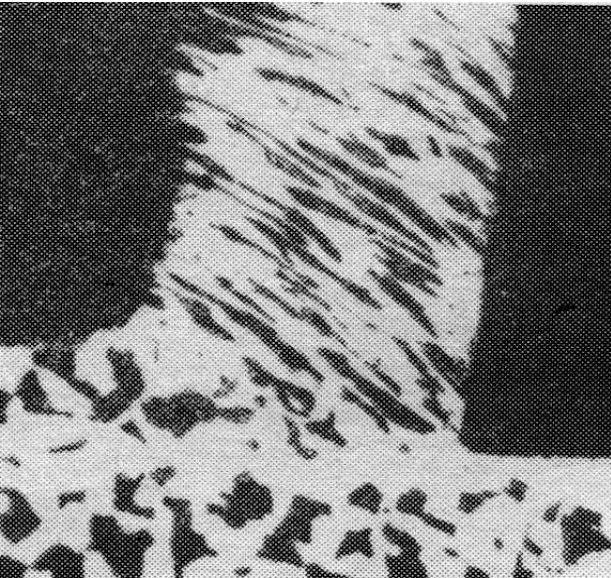
Влияние пластической деформации на микроструктуру  
металла: x170

а) до деформации,

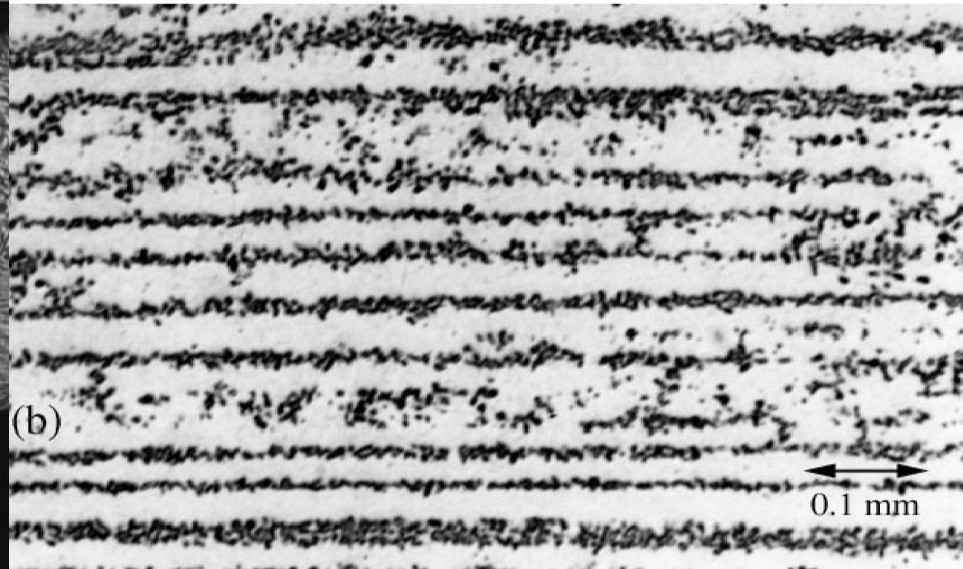
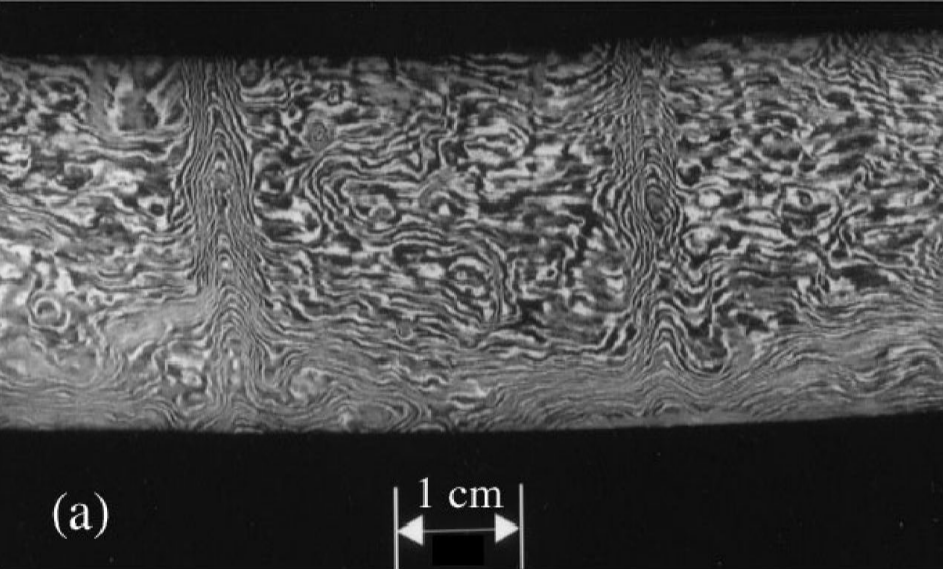
б) после деформации

Различают внутрикристаллитную и межкристаллитную деформации поликристалла. Первая протекает путем скольжения и двойникования, вторая – путем поворота и перемещения одних зерен относительно других.

**При горячей обработке давлением преобладает межкристаллитная деформация.**



Образование текстуры: а) в стружке, б) в головке болта, полученной осадкой, в основной части, полученной вытяжкой, в гайках, из которых одна была выточена из пруткового проката, а другая – откована  
в) в соединительном крюке железнодорожного вагона, полученного ковкой из куска катаного круга среднеуглеродистой стали;

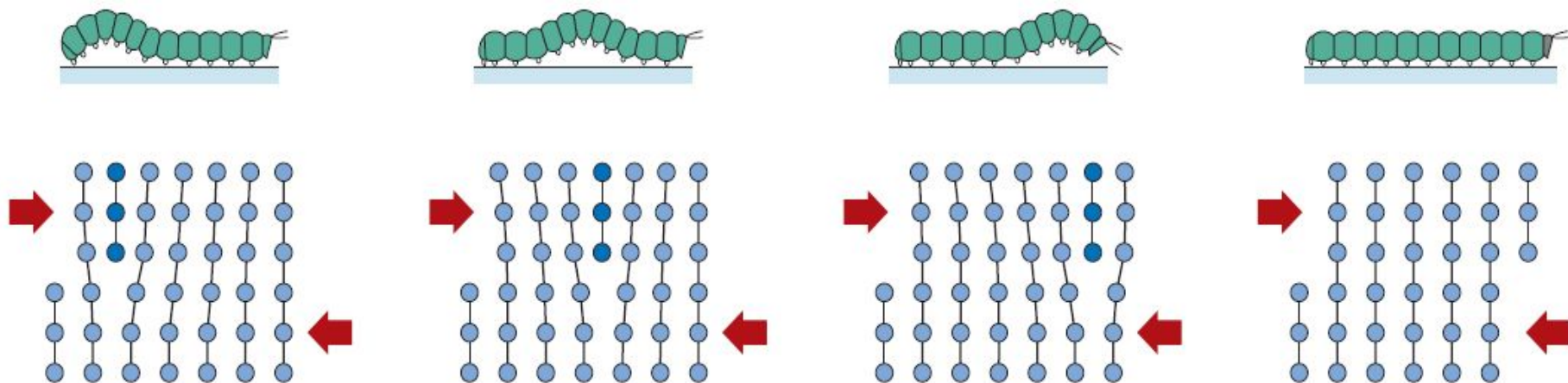


## Макро- (x 10) и микроструктура (x 90) дамасского меча.

Изготовлен из литой стали тигельной плавки 1,5 – 1,7 % С (железо очень высокой чистоты), заэвтектоидная высокоуглеродистая. Микроструктура: светлые полосы – скопления частиц цементита вторичного; темные полосы – очень мелкие участки перлита в цементитной матрице. Структура получена многократной ковкой (165 циклов нагрева и охлаждения). Карбиды, при этом частично растворяются и распределяются в аустените в виде тонких слоев (термомеханическая обработка). Булатные клинки не закаливались т.к. закалка ведет к образованию остаточного аустенита и, в результате перекристаллизации, к исчезновению

# ОБОСНОВАНИЕ НИЗКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ СДВИГУ РЕАЛЬНОГО КРИСТАЛЛА

Расчетное усилие для смещения одной части кристалла железа относительно другой оказалось на 2–3 порядка выше фактического ( $\tau_{кр\ ф} = 29 \text{ МПа}$ ;  $\tau_{кр\ р} = 13000 \text{ МПа}$ ). Это объясняется тем, что процесс скольжения не является одновременным смещением всех атомов одной плоскости относительно атомов соседней, а происходит путем последовательного смещения отдельных групп атомов, т.е. за счет постепенного перемещения **дислокаций**, которое требует значительно меньшего усилия. Каждый последовательный элементарный акт перемещения дислокации из одного положения в другое совершается



# Краевая дислокация

**Краевая дислокация** представляет собой локализованное искажение кристаллической решетки, вызванное наличием в ней лишней атомной полуплоскости (**экстраплоскости**). Если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, то дислокацию называют **положительной** и обозначают  $\perp$ , и наоборот – если в нижней.

В краевой дислокации **линия дислокации**  $OO'$ , отделяющая неподвижную область от сдвинутой, перпендикулярна

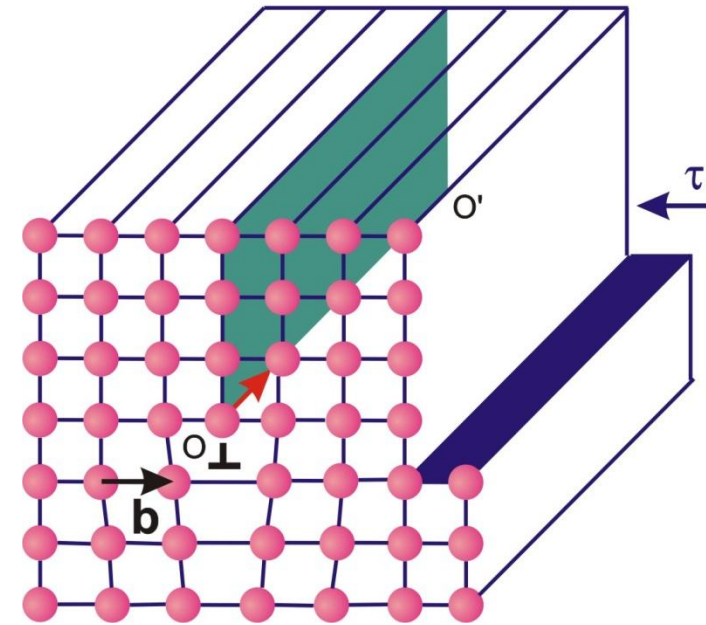


Рис. 5. Краевая дислокация

Экстраплоскость выделена **зеленым** цветом, а плоскость скольжения – **синим**.

# Винтовая дислокация

- При образовании **винтовой дислокации** (рис. 6), линия дислокации (**красная**) параллельна вектору сдвига  $\tau$ . Если представить кристалл состоящим из одной атомной плоскости, то винтовая дислокация будет подобна винтовой лестнице. Если винтовая дислокация образована по часовой стрелке, то ее называют **правой**, а если против часовой стрелки –

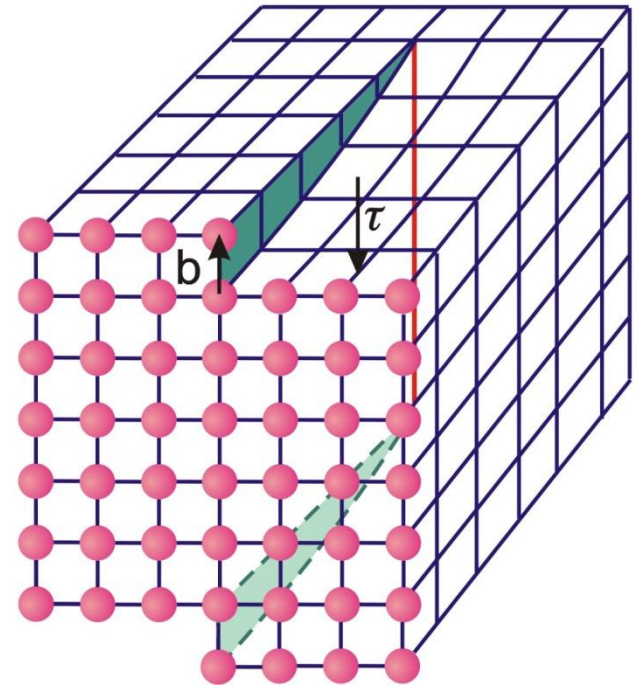


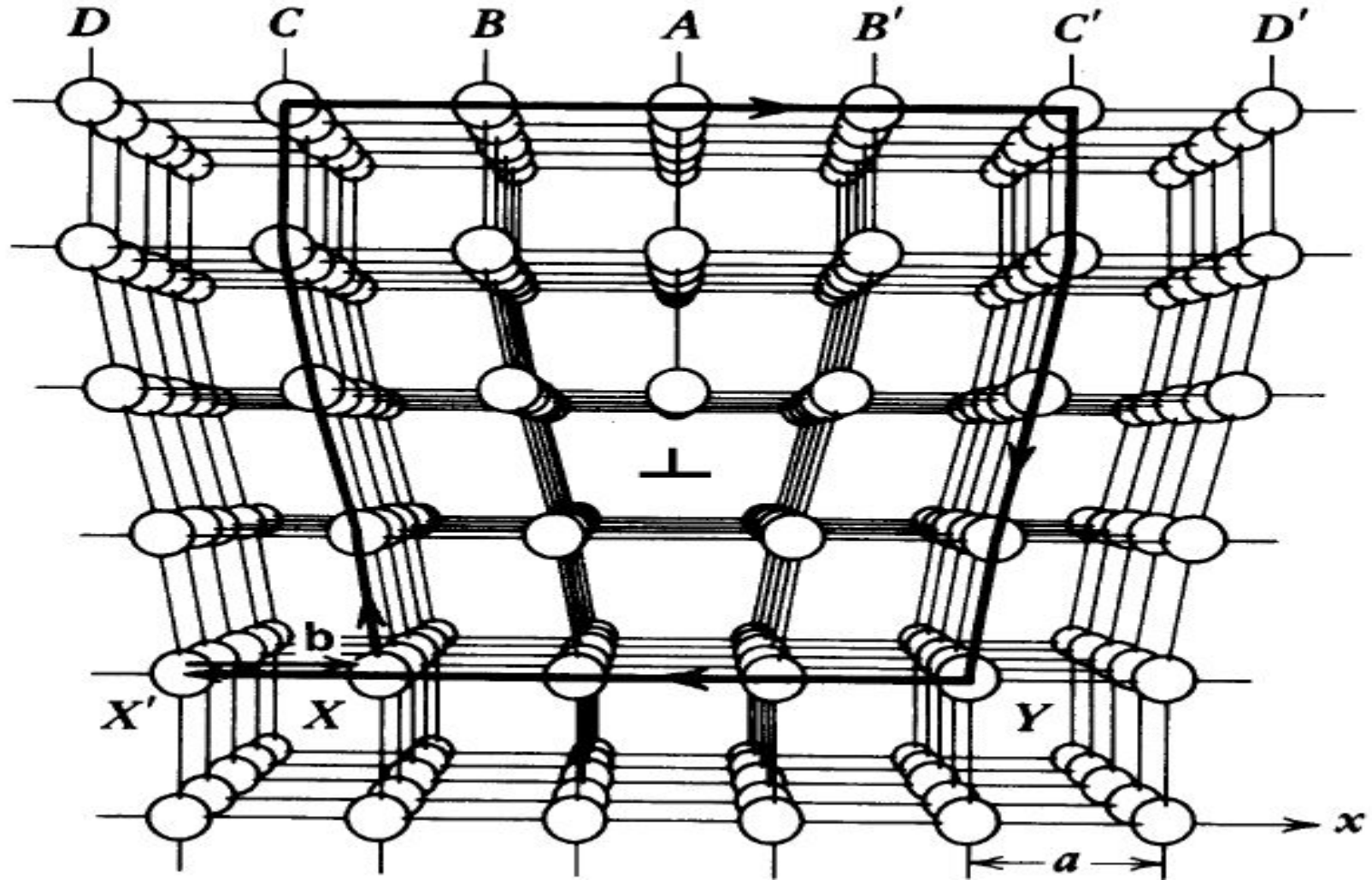
Рис. 6. Винтовая дислокация

$b$  – вектор Бюргерса; экстраплоскость показана **зеленым** цветом.

# Вектор Бюргерса

- Энергия искажения кристаллической решетки – одна из важнейших характеристик дислокации любого типа. Критерием этого искажения служит **вектор Бюргерса**, который получается, если обойти замкнутый контур в идеальном кристалле, а затем повторить его в реальном, заключив дислокацию внутри контура. Вектор, необходимый для замыкания такого контура в реальном кристалле, и называется **вектором Бюргерса**.
- Вектор Бюргерса для контура, замыкающегося вокруг нескольких дислокаций, равен сумме векторов Бюргерса отдельных дислокаций. Вектор Бюргерса краевой дислокации перпендикулярен ее линии, а для винтовой дислокации – параллелен.

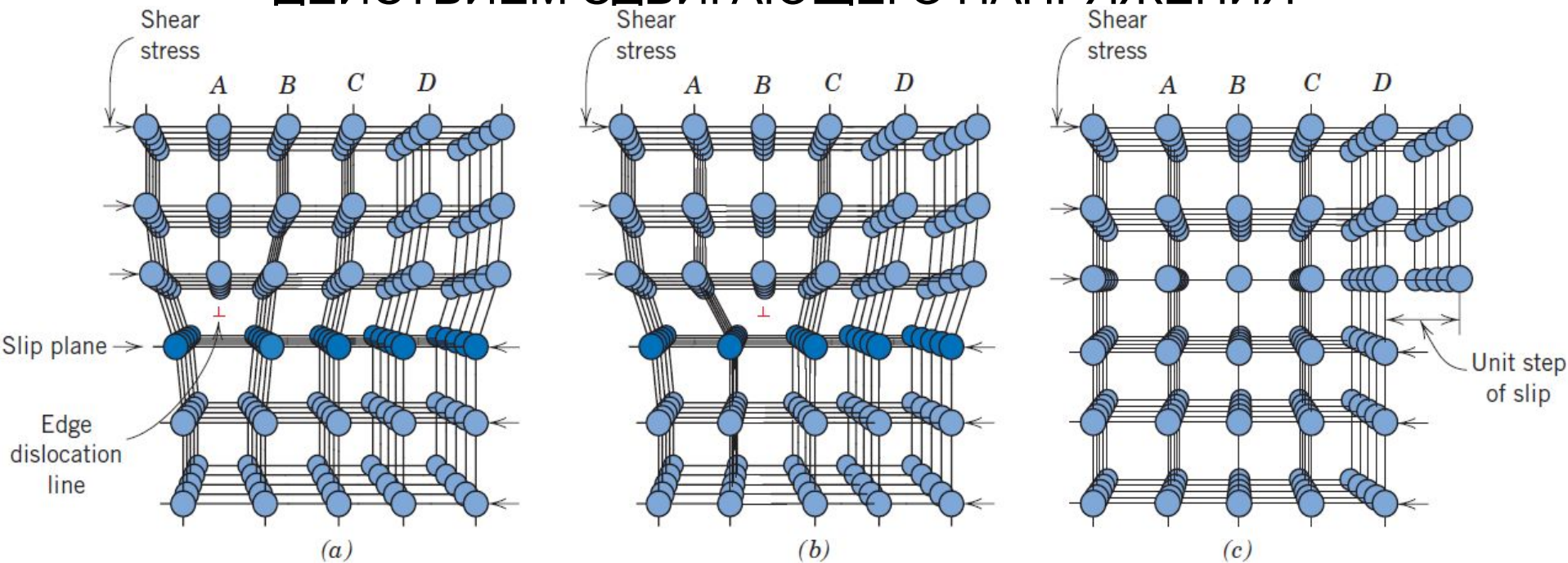
# Пространственное представление краевой дислокации:



$D - D_1$  – плоскости кристаллической решетки;  $A$  –  
экстраплоскость;

$XCC_1YX$  – контур Бюргерса;  $\perp$  – дислокация;  $b$  – вектор  
Бюргерса;

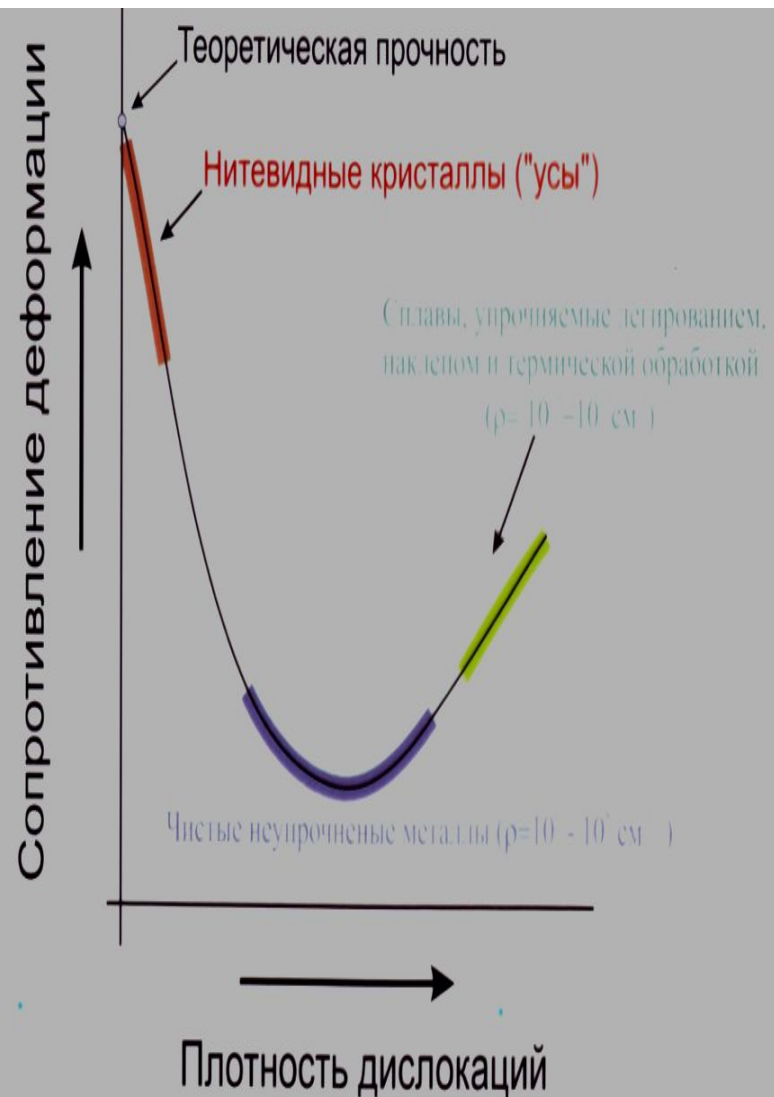
# СХЕМА ПЕРЕМЕЩЕНИЯ ДИСЛОКАЦИИ ВНУТРИ КРИСТАЛЛА ПОД ДЕЙСТВИЕМ СДВИГАЮЩЕГО НАПРЯЖЕНИЯ



Под влиянием **сдвигающих напряжений** **дислокация** смещается из одного положения в другое, т.е. на одно межатомное расстояние. Атомы, участвующие в этом процессе, смещаются на расстояние меньше одного параметра. Далее **дислокация** ( $\perp$ ) как по эстафете перемещается из одного ряда в другой, проходя через весь кристалл, пока не выйдет на свободную поверхность с левой стороны. В результате пробега дислокации через весь кристалл получаем смещение на один параметр. **Дислокация** выходит на поверхность кристалла и исчезает. **На поверхности**

# ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ МАТЕРИАЛА СДВИГУ

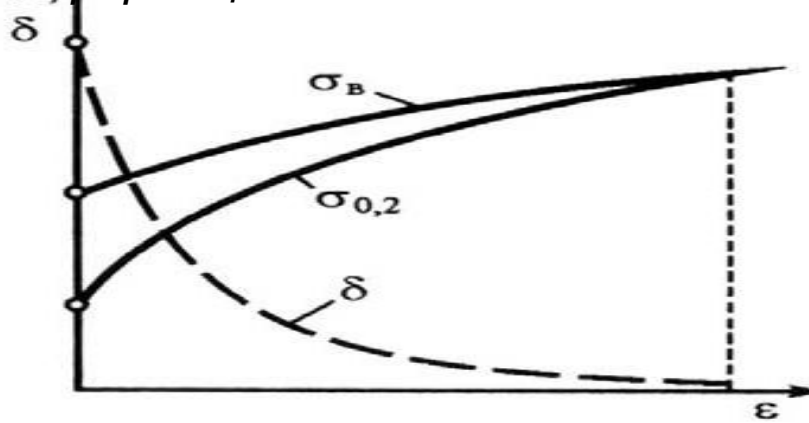
Важной характеристикой дислокации является плотность  $\rho$ , под которой понимают суммарную длину дислокаций  $\Sigma l$ , приходящуюся на единицу объема  $V$  кристалла,  $\text{см}^{-2}$ :  $\rho = \Sigma l / V$



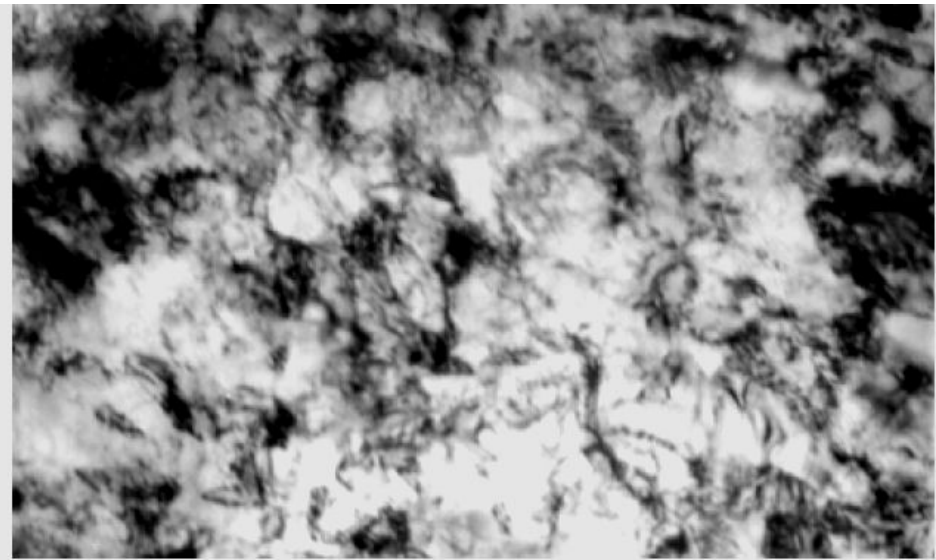
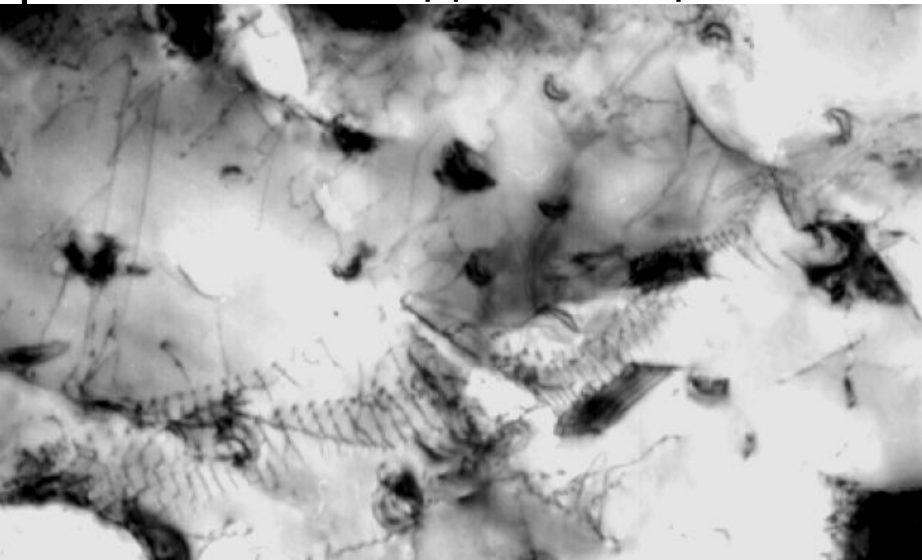
**Деформационное упрочнение, или наклеп (нагартовка)**, – непрерывное повышение напряжения сдвига с увеличением степени пластической деформации.

**Наклеп** приводит к изменению структуры и свойств пластически деформированного материала: повышает прочность и твердость, снижает пластичность, электропроводность, теплопроводность;

увеличивает плотность дислокаций и сопротивление деформации.

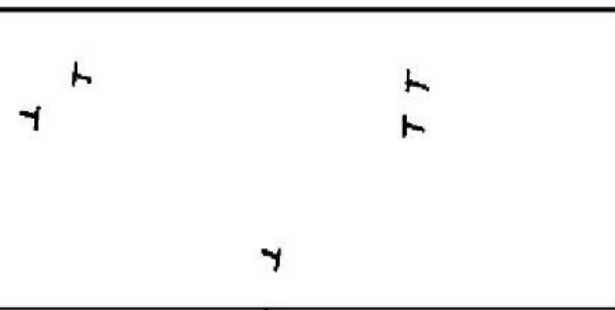


**Дислокационное (субструктурное) упрочнение** достигается при формировании в кристалле плотности дислокаций до  $10^{10} - 10^{11} \text{ см}^{-2}$ . Скользящие через хаотически расположенные неподвижные дислокации, они испытывают со стороны последних сопротивление. Благодаря упругому взаимодействию и междислокационным реакциям, дислокации не сохраняют хаотическое расположение, а создают субструктуру, отличающуюся определенным порядком в расположении дислокационных скоплений.

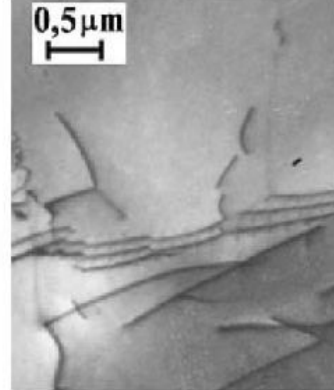


Электронно-микроскопическое изображение дислокационной структуры в титане: а – хаотически расположенные дислокации; б – упорядоченная дислокационная субструктура после пластической деформации ( $\times 25000$ ) (Дислокационная структура

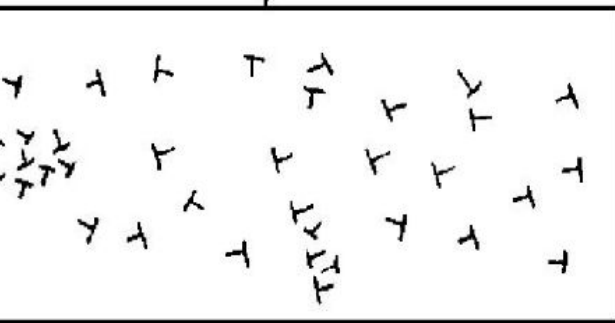
# Схема эволюции дислокационной структуры металла в процессе деформации :



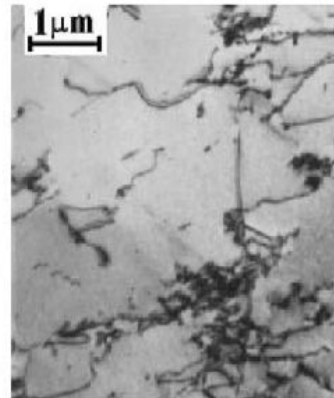
а)



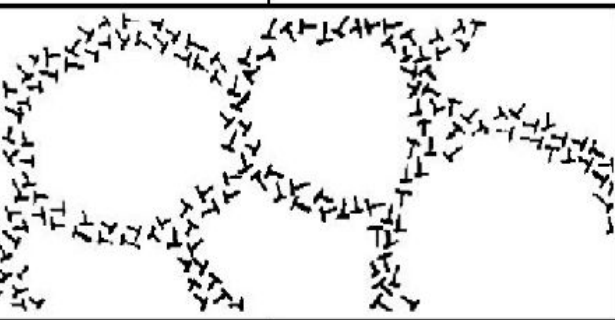
а) стадия микротекучести;



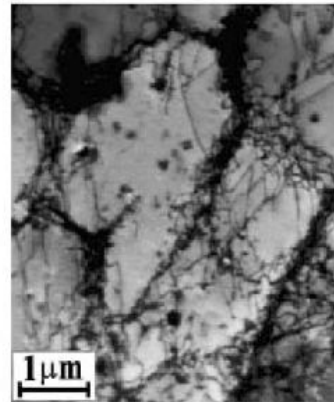
б)



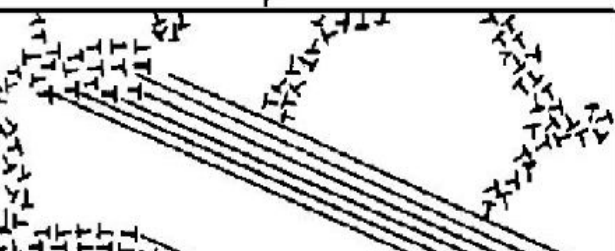
б) стадия текучести;



в)



в) стадия деформационного упрочнения (ячеистая дислокационная структура);



г)

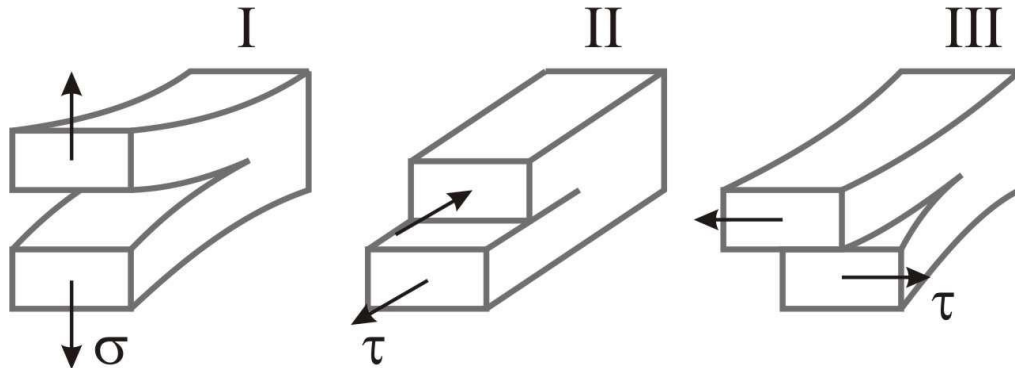


г) конец стадии деформационного упрочнения - начало стадии шейкообразования образца (формирование устойчивых полос)

# РАЗРУШЕНИЕ

**Разрушение** – процесс образования новых поверхностей в сплошном материале **в результате, зарождение и развитие трещин**. Разрушение может закончиться разделением тела на части с образованием новых поверхностей, которые называют **изломами**.

Разрушение твердого тела представляет собой процесс развития пластической деформации и, как следствие, образование несплошностей – **трещин**, имеющих в структуре материала или



Теоретические виды трещин

**I – нормального разрыва,**

II – поперечного сдвига, III –  
продольного сдвига

стадиях деформации.  
**Разрушение по типу I –**  
единственный способ,  
ведущий к физическому  
разрушению, поскольку  
если внешнее напряжение  
физически не разделяет  
две поверхности в  
плоскости скола, то может  
происходить сращивание  
этих плоскостей даже при  
приложенном напряжении.

# ОБРАЗОВАНИЕ ТРЕЩИНЫ

Зарождение разрушения во всех случаях связано с пластической деформацией. Образование микротрещин часто происходит в результате скопления движущихся дислокаций перед препятствием (межзеренные и межфазные

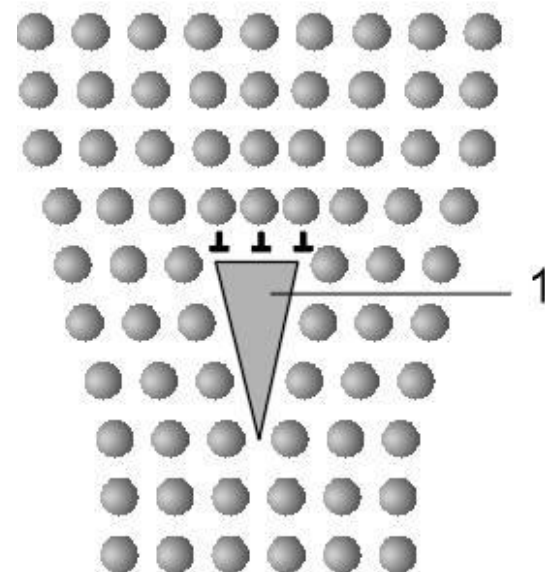
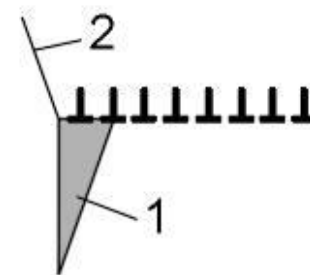
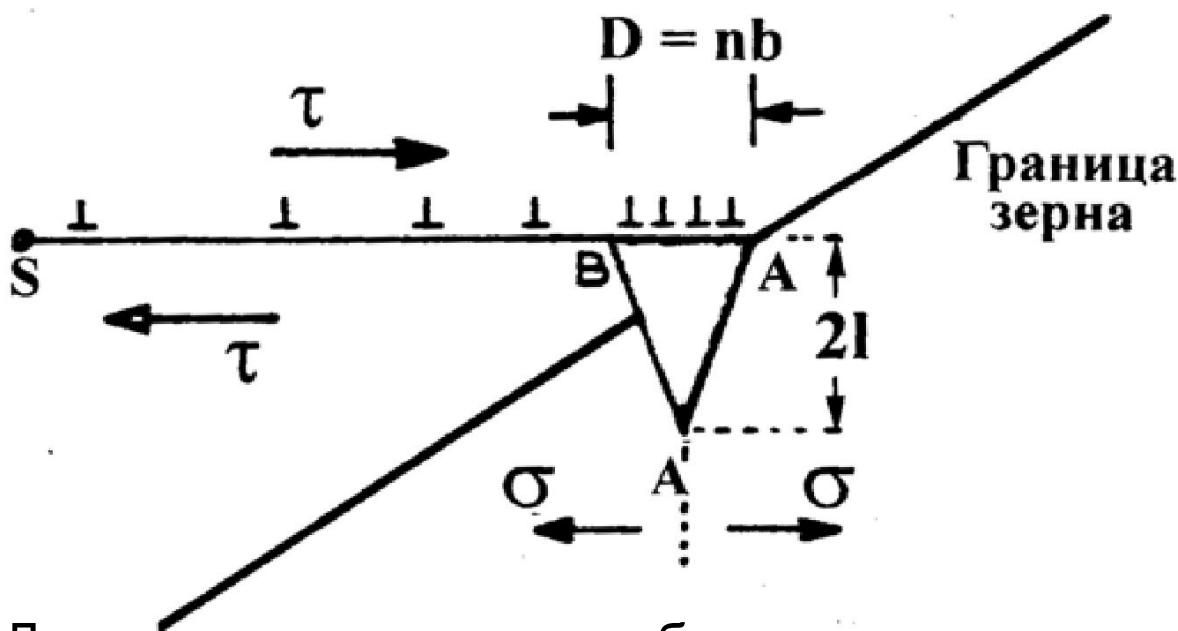


Схема образования трещины:

1 – трещина; 2 – граница зерна



Дислокационная модель образования хрупких межзеренных трещин путем сдвига по плоскости скольжения

# Критическая длина трещины

- Многие детали могут длительно работать при наличии трещин, но не более определенного размера.
- Критическая длина опасных трещин определяет границу резкого снижения прочности и хрупкого разрушения детали.

Начиная с некоторой **критической длины**  $l_{кр}$ , при раскрытии трещины уменьшение запасенной упругой энергии перекрывает увеличение поверхностной энергии.

- При превышении критической длины развитие трещины идет за счет запасенной энергии упругой деформации, не требуя увеличения растягивающей нагрузки.
- Критическая длина трещины зависит от *вязкости разрушения (трещиностойкости)* стали, уровня

# РАЗВИТИЕ ТРЕЩИНЫ (Соотношение

## Гриффитца)

Критическая длина трещины  $l_{кр}$  и соответствующее ей критическое растягивающее напряжение связаны **соотношением Гриффитца**:

$$\sigma_{кр} = (2EA / \pi l_{кр})^{1/2} = K_{1с} / (\pi l_{кр})^{1/2},$$

$$l_{кр} = 2EA / \pi \sigma^2;$$

где  $A$  – сумма удельной поверхностной энергии и работы пластической деформации;  $E$  – модуль Юнга;

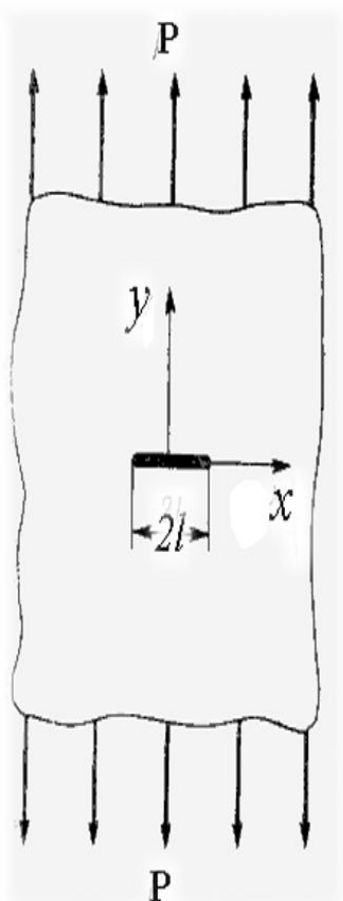
**например:**  $\sigma = 40$  МПа;  $A = 0,3$  Дж/м<sup>2</sup>;  $E = 69$  ГПа;

$$l_{кр} = 2 \cdot 69 \cdot 10^9 \cdot 0,3 / \pi (40 \cdot 10^6)^2 = 8,2 \cdot 10^{-6} = 8,2 \text{ мкм}.$$

**Чем больше действующее напряжение, тем более короткие трещины способны к закритическому, лавинообразному развитию.**

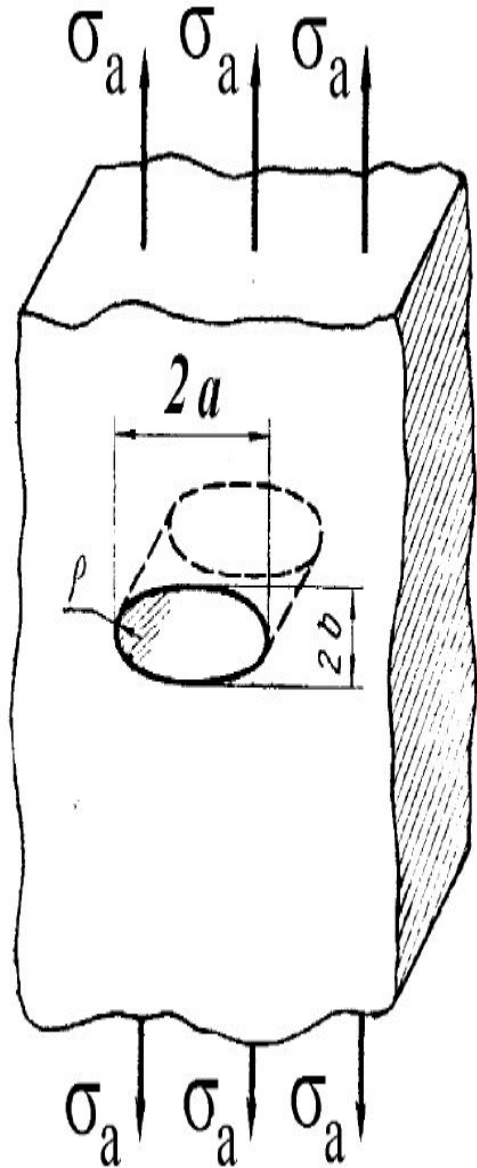
$K_{1с}$  – **критерий Ирвина** (вязкость разрушения, критический коэффициент интенсивности напряжений).  $K_{1с} = \sigma_{кр} (\pi l_{кр})^{1/2}$

**Чем больше  $K_{1с}$ , тем надежнее металл.**



Трещина  
Гриффитса по  
всей толщине  
большой  
пластины

# Концентрация напряжений



Под **концентрацией напряжений** - местное увеличение напряжений (у отверстий, канавок, царапин, в вершинах трещин и др. **концентраторов напряжений**).

В вершине трещины под нагрузкой уровень концентрации напряжений  $\sigma_{тр}$  значительно превышает их среднюю величину

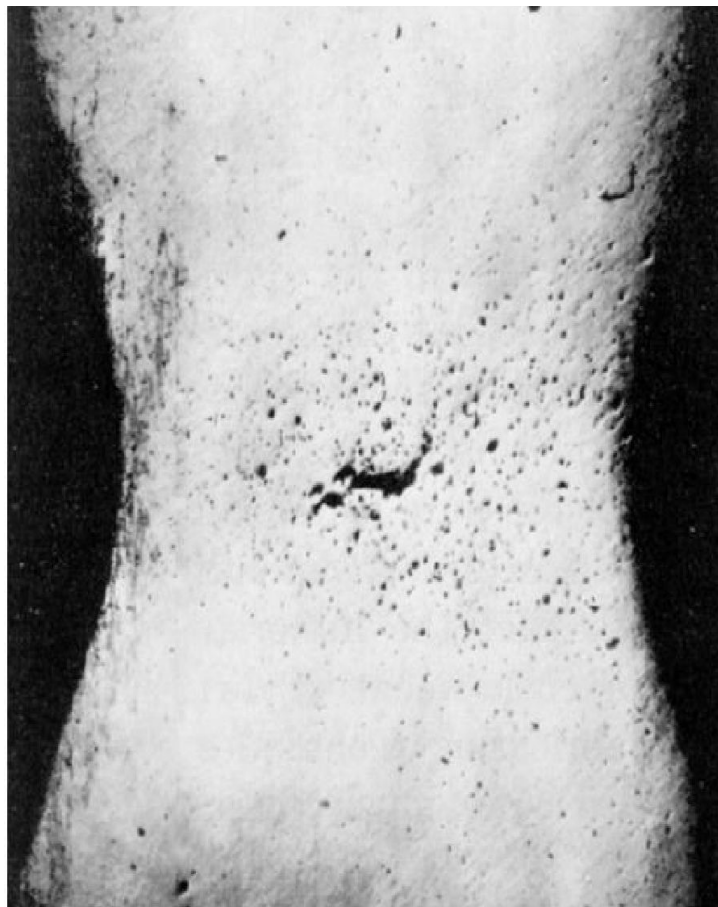
$$\sigma_{тр} = 2\sigma_{ср} \sqrt{l_{тр} / r_{тр}} = K\sigma_{ср}$$

где  $l_{тр}$  и  $r_{тр}$  – длина и радиус закругления трещины в ее вершине;  $K$  – **коэффициент концентрации напряжений**,

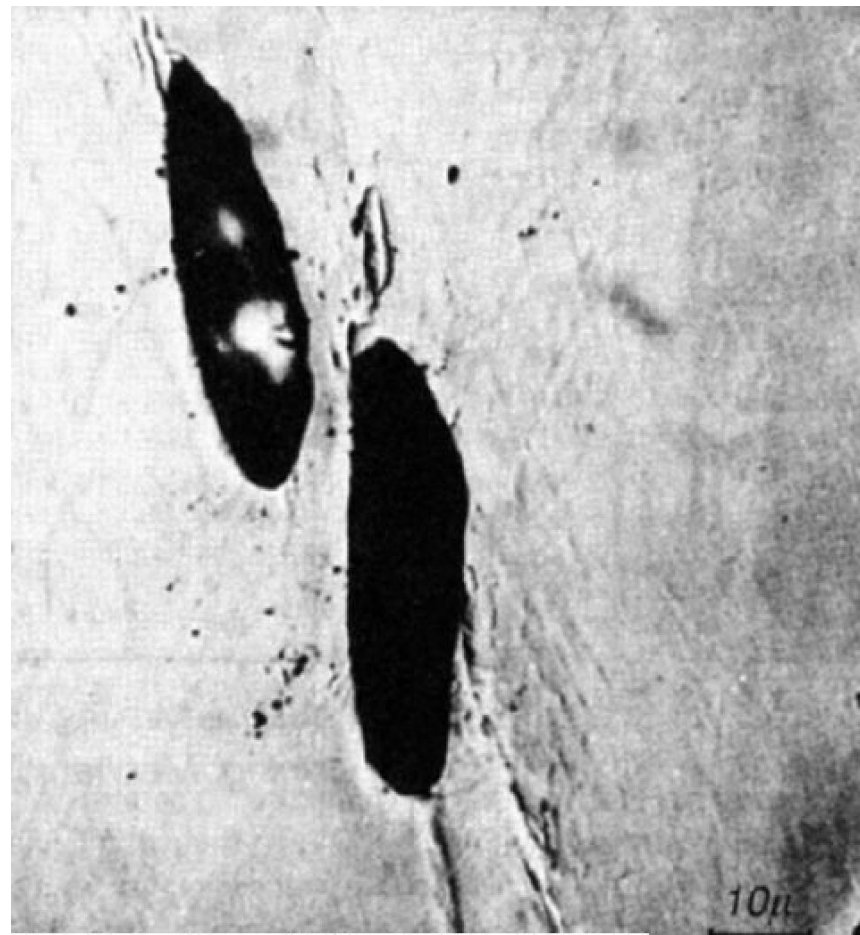
$$K = \sigma_{тр} / \sigma_{ср}$$

в отверстиях достигающий значений  $K = 3$ ; в надрезах и трещинах – **нескольких сотен**.

# Развитие опасной трещины в шейке при испытании медного образца на растяжение



**Крупная пора  
возникает в центре  
шейки**



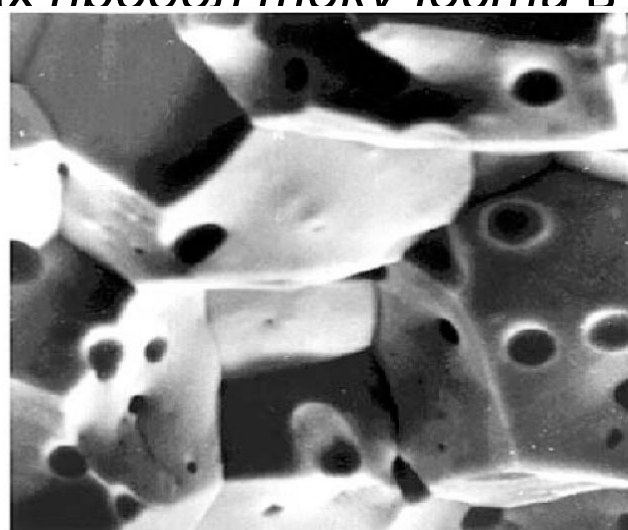
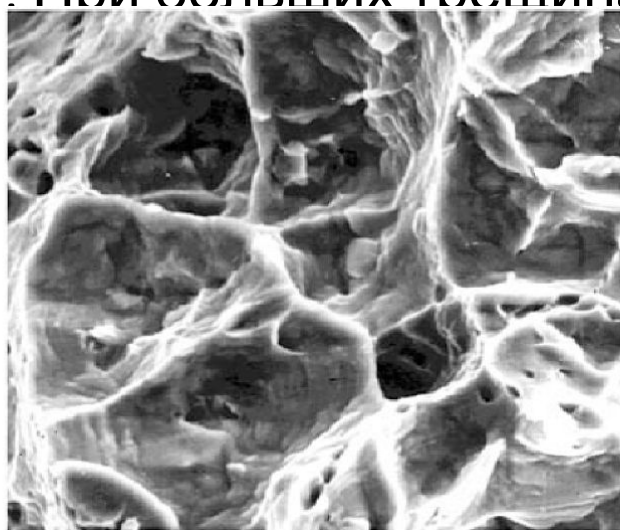
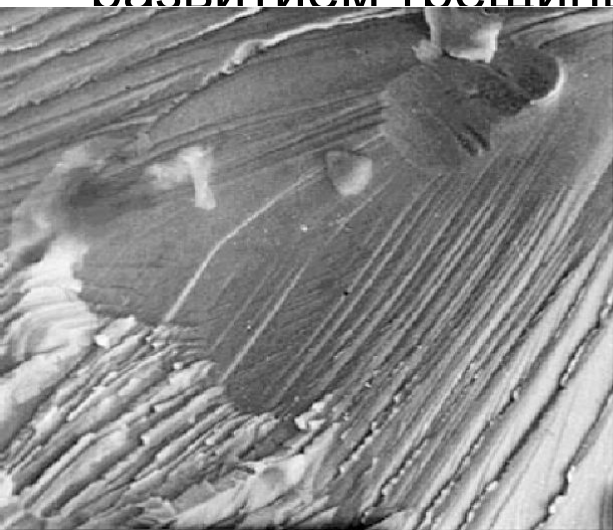
**Слияние микропор в  
меди**

# Виды разрушения полукристаллических

## тел

**Хрупкое разрушение** с минимальным поглощением энергии и малой предшествующей пластической деформацией характеризуется очень быстрым ростом трещины без повышения напряжений, т.е. для развития хрупкого разрушения не надо подводить энергию извне, а достаточно запасенной упругой энергии разрушающейся конструкции. Для стали скорость роста трещины достигает 2500 м/с.

**Вязкое разрушение** характеризуется не только предшествующей ему большой пластической деформацией, но и медленным развитием трещины. При больших трещинах *предел текучести* в

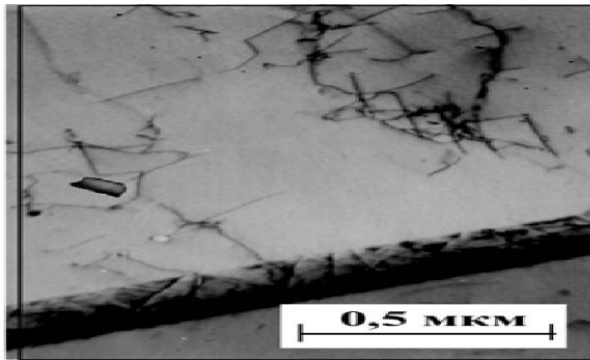


Вид поверхностей разрушения по механизмам (x1000): а) хрупкий скол; б) вязкое разрушение с порообразованием; в) смешанный – межзеренное порообразование + межзеренное хрупкое разрушение

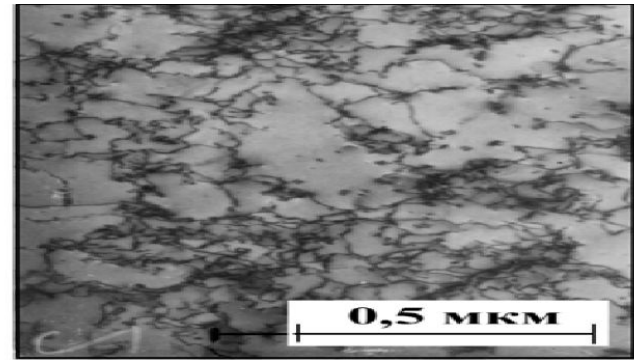
# Усталостное разрушение

Разрушение, возникающее под действием циклически изменяющихся напряжений, называется *усталостью*.

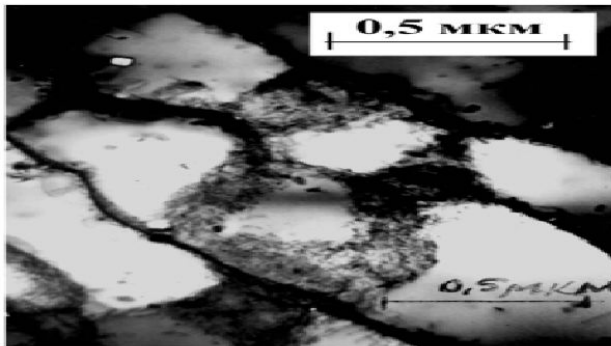
**Усталость** – следствие необратимых изменений дислокационной структуры, накапливаемых при циклической пластической деформации в вершине трещины.



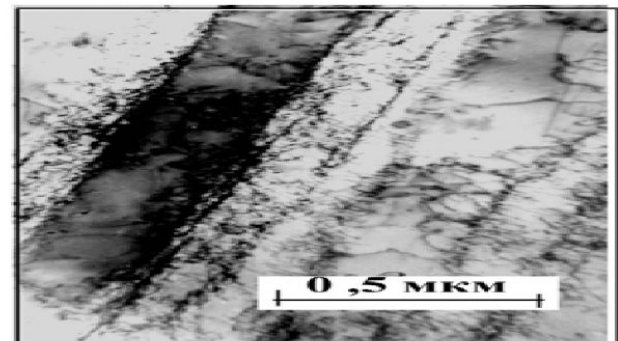
а)



б)

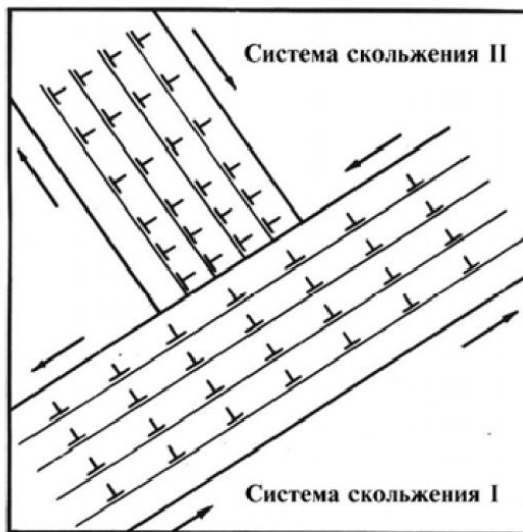
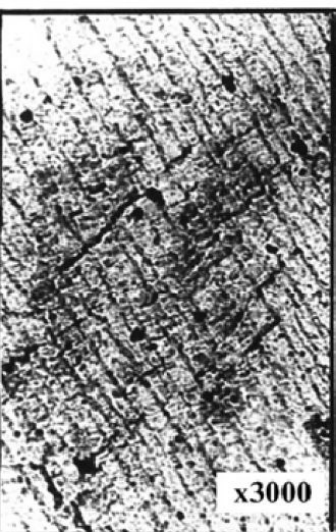
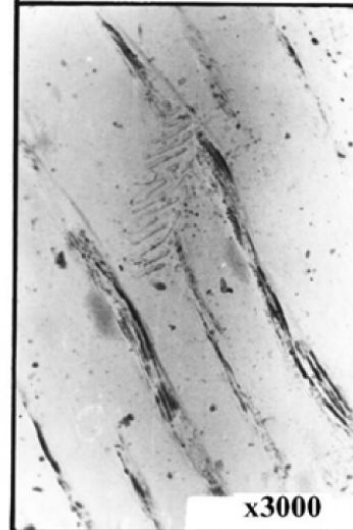


в)



г)

Дислокационные структуры, формирующиеся в процессе усталости железа при комнатной температуре на разных стадиях: а – циклическая микротекучность; б – текучесть; в, г – деформационное упрочнение



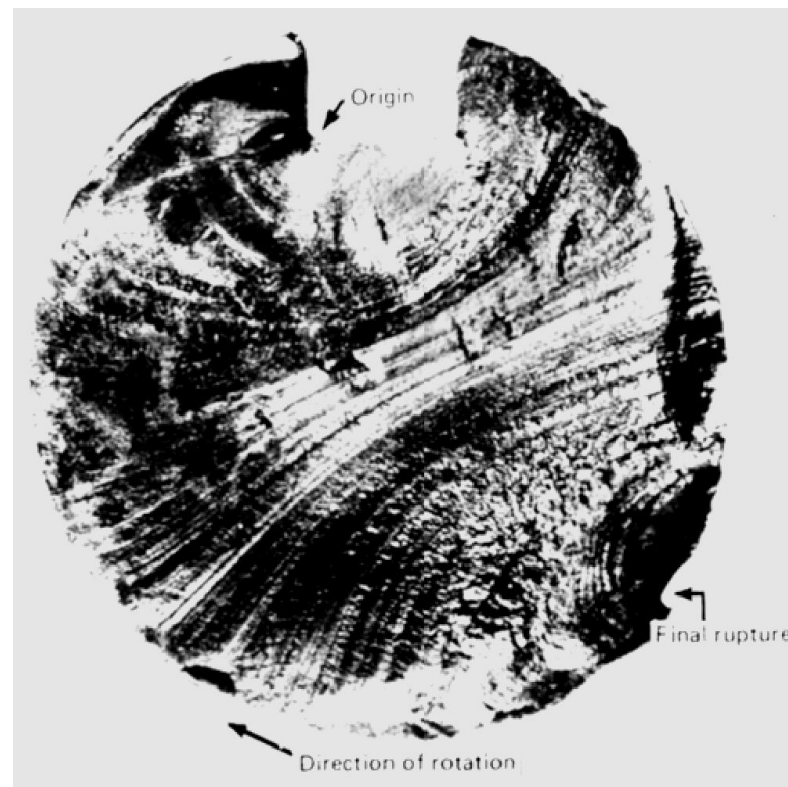
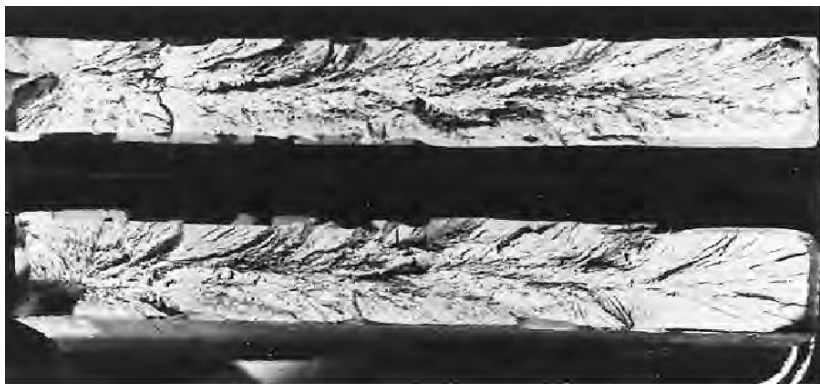
Процесс зарождения усталостных трещин. **Первая стадия** – развитие интенсивных **полос скольжения** – сдвигового образования на поверхности металла, состоящего из ряда следующих одна за другой задержанных дислокаций. Образование полос скольжения за счет поперечного скольжения дислокаций.

**Вторая стадия** - деформационное упрочнение, создаваемое после каждого акта скольжения, препятствует обратному скольжению материала в той же плоскости, что приводит к образованию интрузий («вдавливаний») и экструзий («выдавливаний»).

**Третья стадия** – образование трещин и разрушение детали.

Встреча устойчивых полос скольжения с границей ферритного зерна в низкоуглеродистой стали Ст. 3 (а), с перлитной колонией (б), образование микротрещин при пересечении двух систем скольжения и схема образования микротрещин (в, г)

## ВИДЫ ИЗЛОМОВ

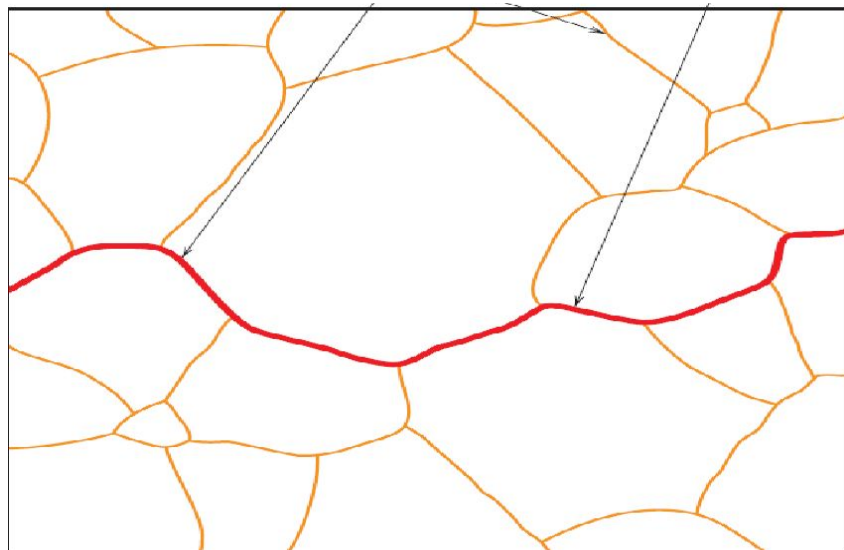


Хрупковязкий

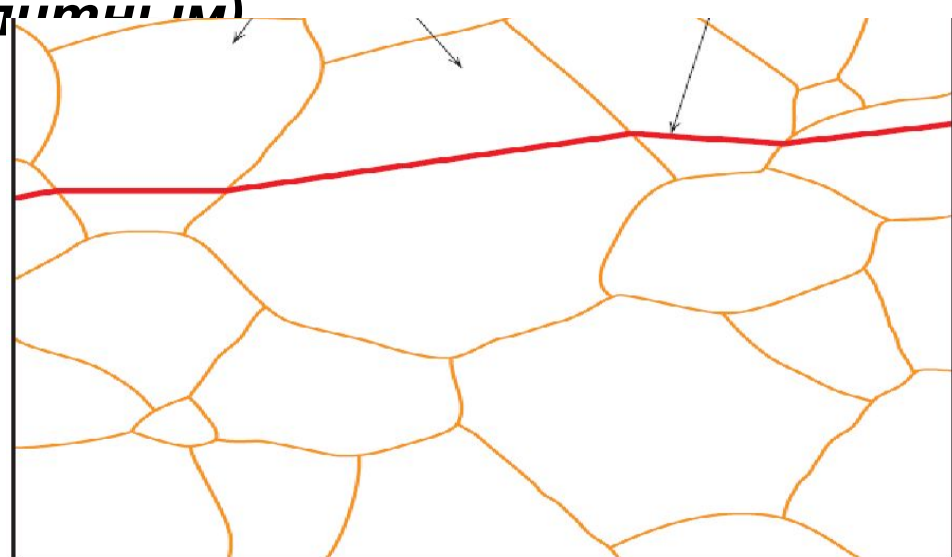
усталостный

Внешний вид хрупкого излома – светлый, а вязкого – матовый из-за наличия уступов, образующихся при пластической деформации

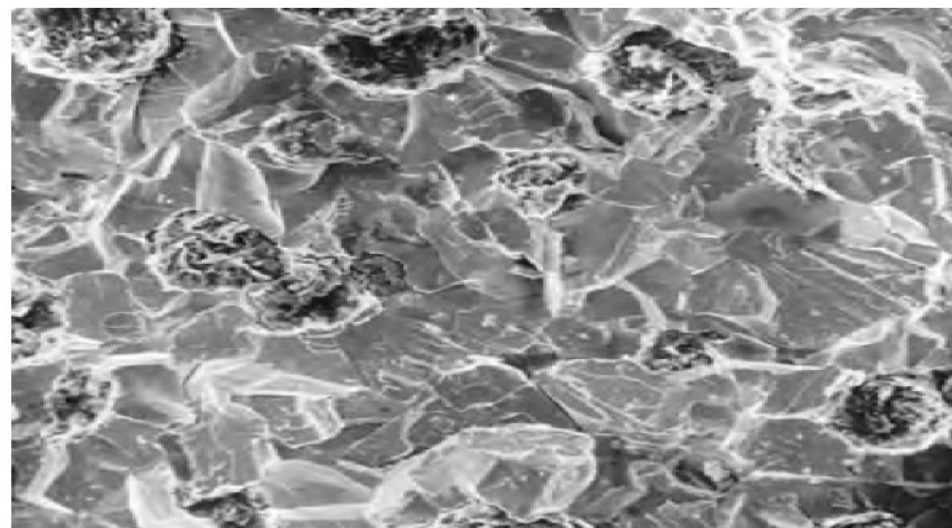
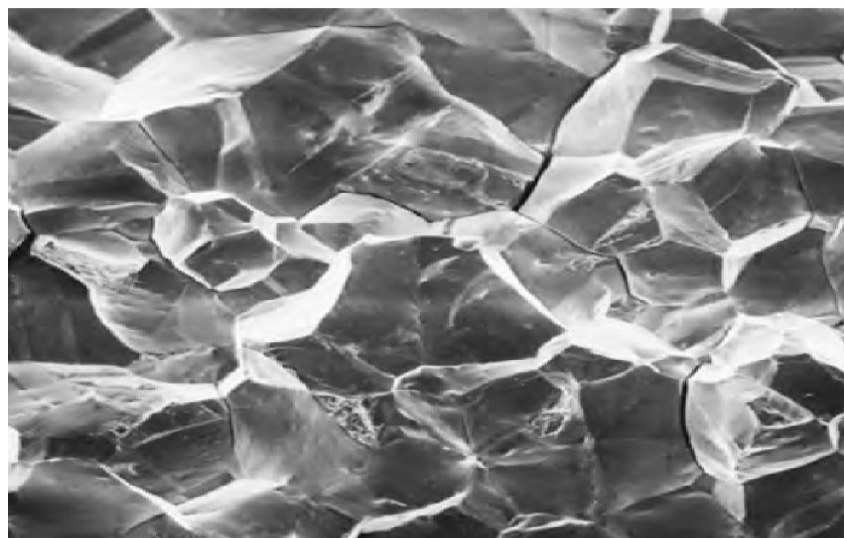
Если поверхность разрушения проходит **внутри** кристаллических **зерен**, то разрушение называют **внутрикристаллитным** (**внутризеренным, транскристаллитным**), а **если по границам зерен** – то **межкристаллитным** (**межзеренным, интеркристаллитным**)



(а)



(б)



# Хладноломкость

- Понижение температуры обуславливает переход от вязкого к хрупкому разрушению. Это явление получило название **хладноломкости**.
- Ниже некоторой температуры, которая называется **критической температурой хрупкости**, или **порогом хладноломкости**  $t_{п.х.}$ ,  $\sigma_T > S_K$ , и возникает хрупкое разрушение.
- Порог хладноломкости может характеризоваться также по 50 % вязкой составляющей в изломе  $t_{50}$  или по величине ударной вязкости  $KCU = 0,3 \text{ МДж/м}^2$  ( $t_{KCU=0,3}$ ).
- Чем выше скорость деформации, тем больше склонность металла к хрупкому разрушению. Хрупкому разрушению способствуют все концентраторы напряжений. Вероятность хрупкого разрушения возрастает с ростом размеров образца – **масштабный фактор разрушения**.

