

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

Лектор В. С. Золоторевский

Занятия и литература

- Лекции+практические занятия – 51 час
- Три контрольные работы
Лабораторные работы

Итоговая оценка определяется по результатам сдачи экзамена и трех рубежных оценок (КР+ выступления на практических занятиях)

Литература

К лекционной части

1. **Новиков И.И., Золоторевский В.С., Портной В.К. и др. Металловедение, том 1. МИСИС, 20 (главы 6, 7)**
2. **Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. МИСИС, 1998.**

К лабораторным работам

3. **Золоторевский В.С., Портной В.К., Солонин А.Н., Просвиряков А.С. Механические свойства металлов. Лабораторный практикум - М.: МИСиС, 2013.**
4. **Золоторевский В.С., Портной В.К., Евсеев Ю.В. Механические свойства металлов. Лабораторный практикум. Ч.3. – М.: МИСиС, 1989.**

Механические свойства характеризуют поведение материалов в условиях деформации при разных схемах нагружения

ЦЕЛЬ КУРСА:

Научить проводить механические испытания и анализировать связи механических свойств, определенных по результатам различных испытаний, с составом и структурой металлических материалов

Раздел 1. Общие понятия и определения

(по учебнику 1998 г.)

- Основные цели механических испытаний – имитация условий эксплуатации и обработки
- Напряжения и деформации.
Тензоры напряжений и деформаций
- Схемы напряженного и деформированного состояний
- Коэффициент мягкости испытаний
- Классификация механических испытаний
- Условия подобия испытаний

Напряжения:

нормальные (растягивающие и сжимающие) $S=P/F$,

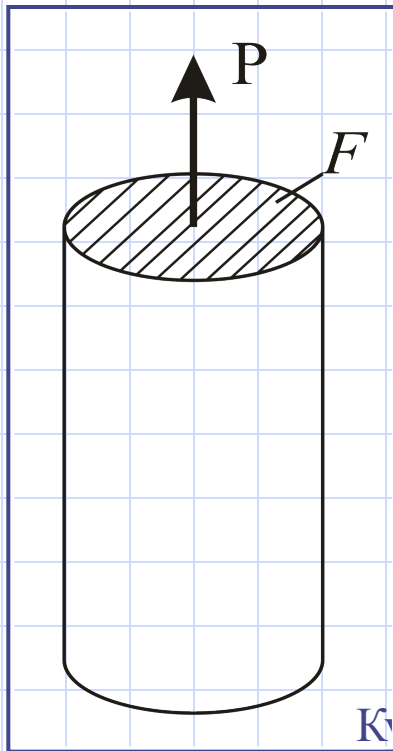
$$S_n = P/F_n; S = (P/F_0) \cos^2 \alpha,$$

касательные: $t = (P/F_0) \cos \alpha \cdot \sin \alpha = 1/2 (P/F_0) \sin 2\alpha$
(максимальны в площадках под углом 45° к оси образца)

истинные (S, t) и условные (σ, τ).

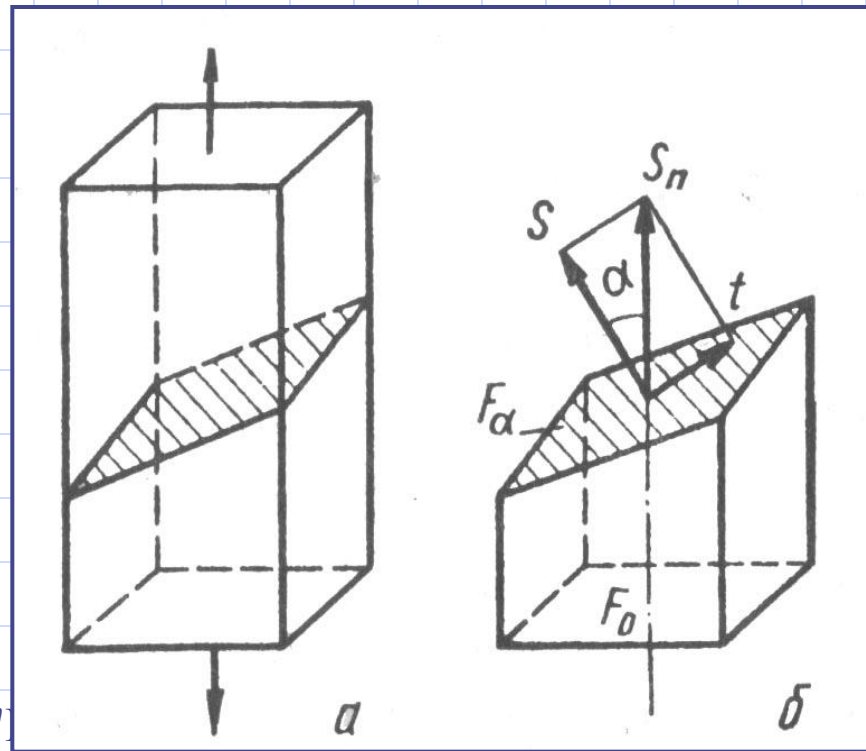
Размерности: МПа или Н/мм², кгс/мм²

(1 кгс/мм² = 9,8 МПа)



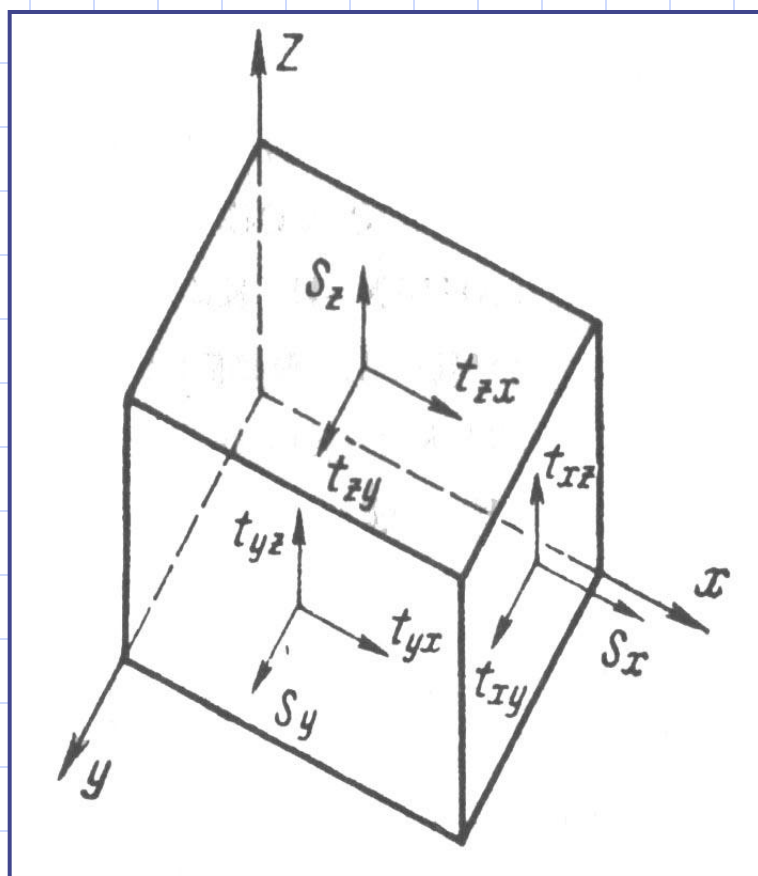
Курс "

металлов"



Тензор напряжений

(в общем виде для оценки величины нормальных и касательных напряжений в любом сечении)



Тензор напряжений

$$(S) = \begin{pmatrix} S_x & t_{xy} & t_{xz} \\ t_{yx} & S_y & t_{yz} \\ t_{zx} & t_{zy} & S_z \end{pmatrix}$$

Тензор напряжений при механических испытаниях

При любом напряженном состоянии через каждую точку тела можно провести три взаимно перпендикулярные площадки, на которых $t=0$ (главные площадки).

Если все $t=0$, то остаются максимум 3 компонента тензора – S_1 , S_2 и S_3 - главные нормальные напряжения (растягивающие или сжимающие), действующие в трех этих площадках.

При механических испытаниях направления этих напряжений известны и их делают координатными осями. Тогда тензор напряжений будет состоять только из S_1 , S_2 и S_3 .

При этом можно рассчитать напряжение в любой площадке.

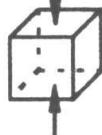
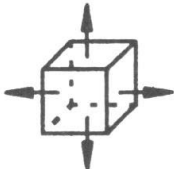
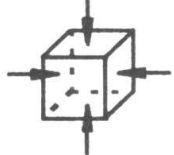
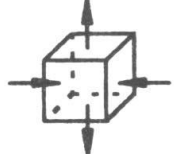
Нормальное напряжение в ней $S = a_x^2 S_1 + a_y^2 S_2 + a_z^2 S_3$,

где a_x , a_y и a_z – направляющие косинусы (косинусы угла между нормалью к площадке и соответствующей осью координат).

Касательные напряжения максимальны в площадках, расположенных под углом 45° к главным площадкам.

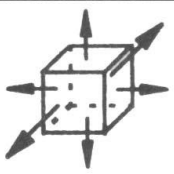
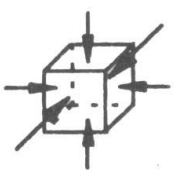
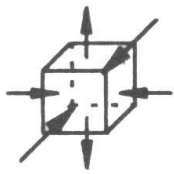
Схемы напряженного состояния (знаки и величина S_1 , S_2 и S_3 , т.е. тензоры напряжений) сильно влияют на механические свойства.

Схемы напряженного состояния

Напряженное состояние		Схема напряженного состояния	Тензор напряжений	Примеры реализации
Линейное	Одноосное растяжение		$(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0$	Испытание на растяжение образцов без надреза (до образования шейки)
	Одноосное сжатие		$(S) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_3 < 0$	Испытания на сжатие (при отсутствии трения на торцовых поверхностях)
Плоское	Двухосное растяжение		$(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0, \quad S_2 > 0$	Изгиб широкого образца ($4S_2 \approx S_1$). Растяжение и изгиб листовых образцов с надрезом и трещиной (у вершины трещины)
	Двухосное сжатие		$(S) = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_2 < 0, \quad S_3 < 0$	Кольцевое сжатие образцов по боковой поверхности ($S_3 = S_2$)
	Разноименное плоское напряженное состояние		$(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0, \quad S_3 < 0$	Кручение цилиндрического стержня ($S_1 = -S_3$)

Схемы напряженного состояния

(S_1 – наибольшее, S_3 – наименьшее, S_2 – среднее главные нормальные напряжения)

Напряженное состояние		Схема напряженного состояния	Тензор напряжений	Примеры реализации
Объемное	Трехосное растяжение		$(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0, S_2 > 0, S_3 > 0$	Гидростатическое растяжение в центре нагреваемого шара ($S_1 = S_2 = S_3$). Растяжение цилиндрического образца с кольцевым надрезом (в центральных зонах, где $S_1 > S_2, S_2 \approx S_3$). Растяжение и изгиб образцов с надрезом и трещиной (у вершины трещины)
	Трехосное сжатие		$(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_1 < 0, S_2 < 0, S_3 < 0$	Гидростатическое сжатие. Испытание на твердость вдавливанием индентора
	Разноименное объемное напряженное состояние		$(S) = \begin{pmatrix} S_1 & 0 & 0 \\ 0 & S_2 & 0 \\ 0 & 0 & S_3 \end{pmatrix}$ $S_1 > 0, S_2 < 0, S_3 < 0$ или $S_1 > 0, S_2 > 0, S_3 < 0$	Растяжение образца с шейкой под гидростатическим давлением

Коэффициент мягкости (α) при различных испытаниях $\alpha = t_{\max} / S_{\max}^n$

$$t_{\max} = (S_{\max} - S_{\min}) / 2;$$

$$S_{\max}^n = S_1 - \eta(S_2 + S_3) \text{ (по 2-ой теории прочности);}$$

$$\alpha = (S_1 - S_3) / [2S_1 - 0,5(S_2 + S_3)] \text{ (при } \eta = 0,25)$$

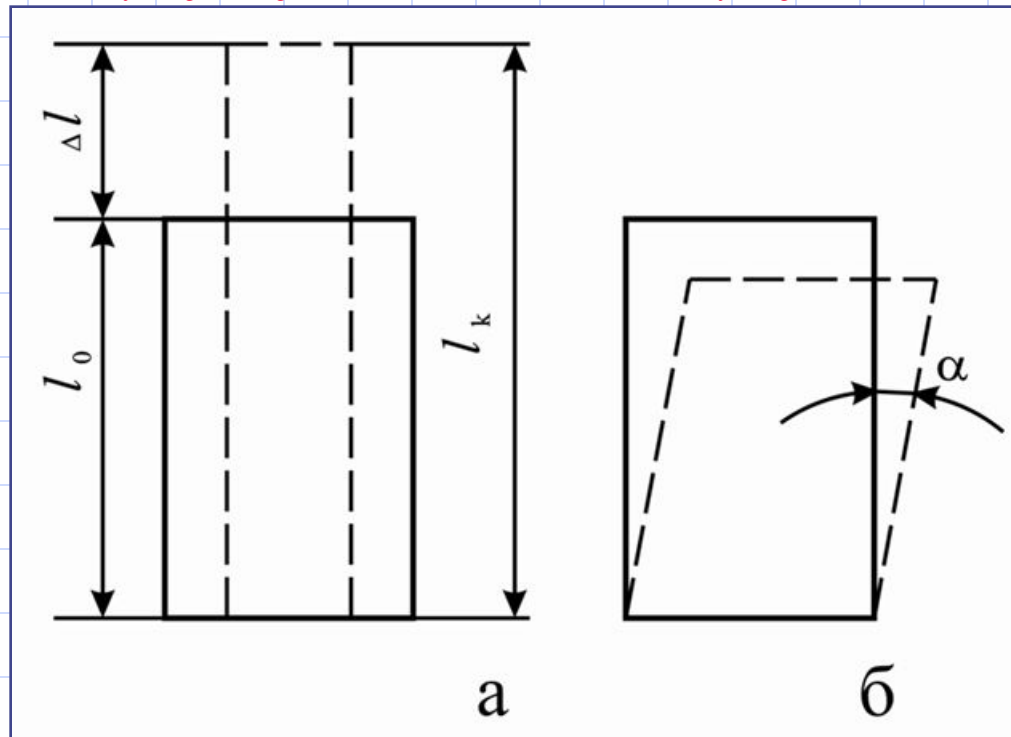
Вид испытания	Главные нормальные напряжения			α
	S_1	S_2	S_3	
Трехосное растяжение	S	S	$\frac{1}{2} S$	$\frac{2}{5}$
Одноосное растяжение	S	0	0	$\frac{1}{2}$
Кручение	S	0	$-S$	$\frac{4}{5}$
Одноосное сжатие	0	0	$-S$	2
Трехосное сжатие	$-S$	$-\frac{7}{3} S$	$-\frac{7}{3} S$	4

Деформации

Удлинение (а) и сдвиг (б)

при деформации под действием нагрузок

$$\delta = (l_k - l_0) / l_0; \quad e = \int dl / l = \ln(l_k - l_0); \quad g = \operatorname{tg} \alpha$$



- **Классификация механических испытаний:**

- по характеру и скорости изменения нагрузки во времени (3 варианта: непрерывный рост нагрузки, ее циклическое изменение и постоянство)
- по схеме нагружения (растяжение, сжатие, изгиб, кручение, вдавливание индентора и др.) и скорости деформации (статические и динамические)

- **Условия подобия механических испытаний:**

- геометрическое подобие (форма и размеры образца), пример условия подобия: $d_1/D_1 = d_2/D_2$, $l_1/d_1 = l_2/d_2$ и т.д.
- механическое подобие (схема и скорость нагружения),
- физическое подобие (внешние условия: температура – абсолютная и гомологическая, давление, среда),
- качество образцов для испытаний

Раздел 2. Упругие свойства и неполная упругость металлов

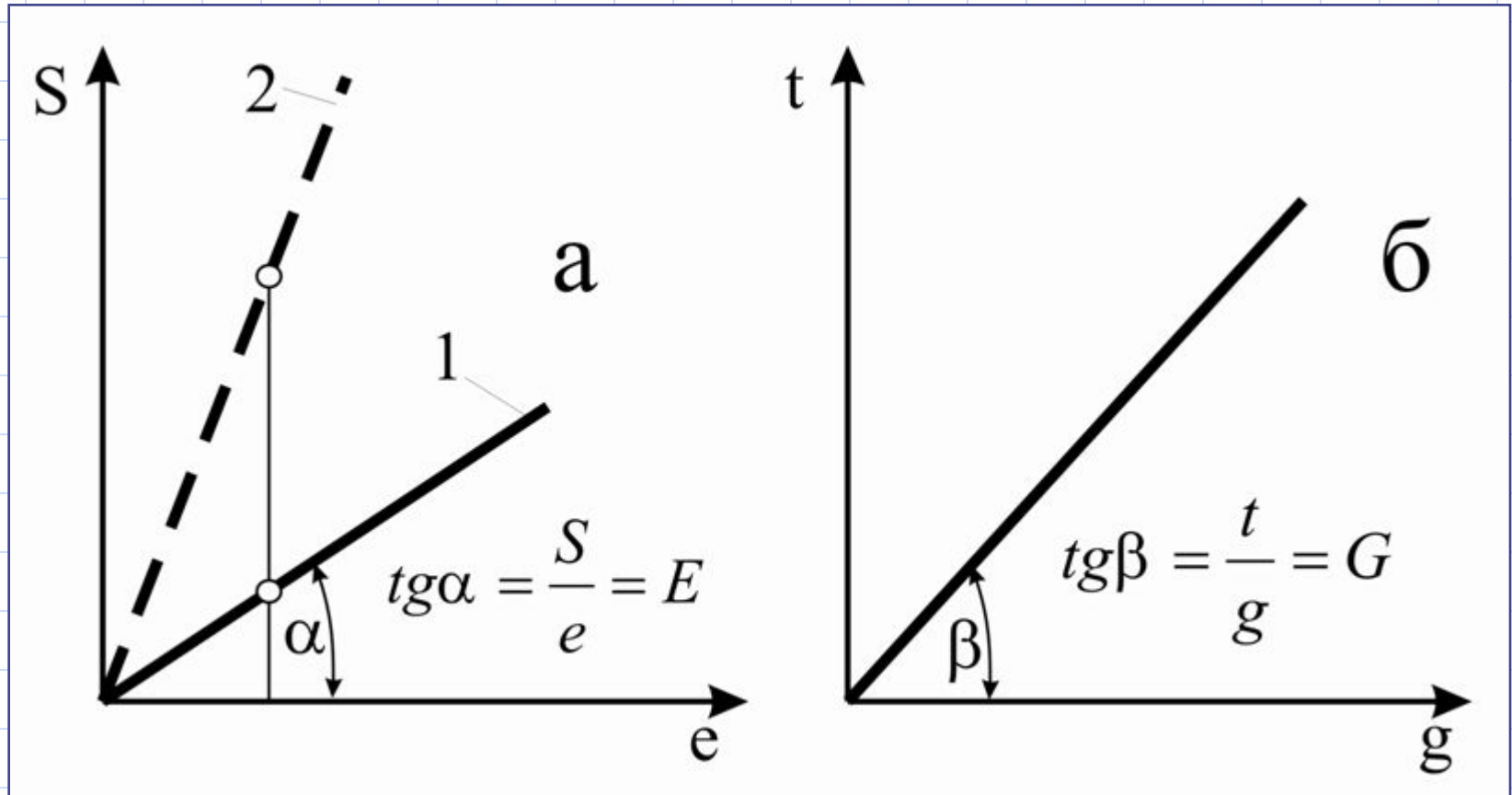
- Закон Гука и упругие константы
- Механизм упругой деформации, ее скорость
- Физический и технический смысл модулей упругости, их анизотропия
- Влияние температуры, легирования и структуры на модули упругости
- Неполная упругость металлов
- Упругое последействие
- Внутреннее трение.

Упругие участки кривых напряжение - деформация при одноосном растяжении (а) и кручении (б)

Упругая деформация является обратимой

Величина упругой деформации у металлов около 0,1%

Закон Гука определяет прямую пропорциональность между
напряжением и упругой деформацией



Модули упругости

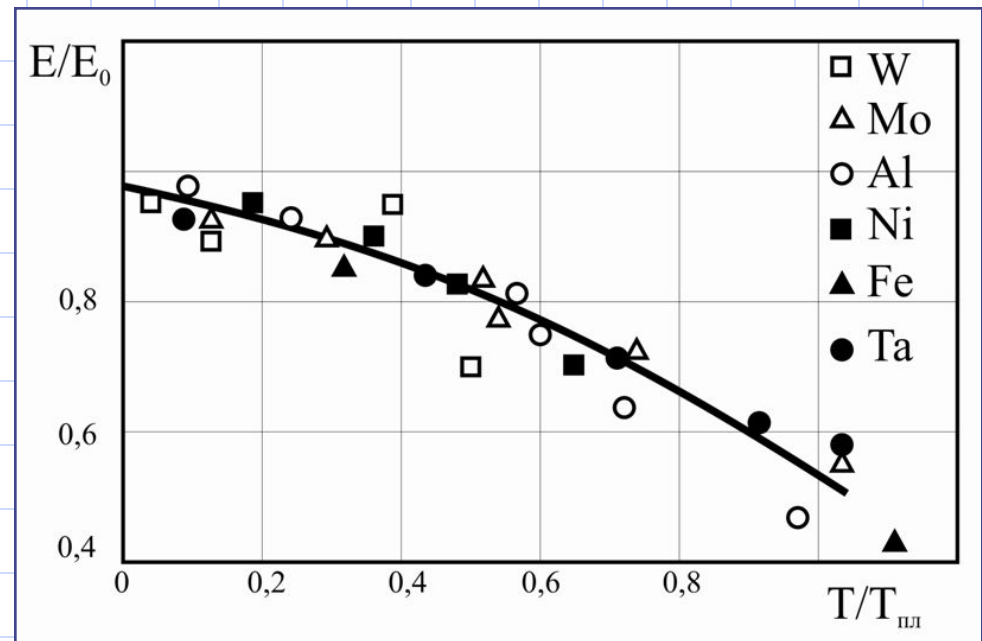
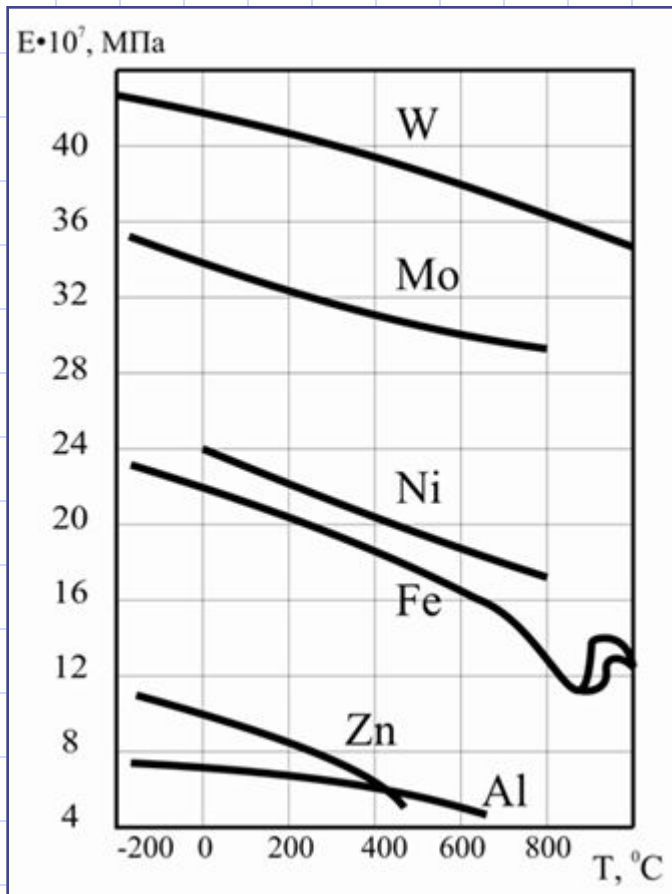
- Модули нормальной упругости (E) и сдвига (G)
- Технический смысл модулей – **характеристики жесткости материала** (слайд 14, сплавы 1 и 2)
- Механизм (**обратимое смещение атомов на доли межатомного расстояния**) и скорость (**тысячи м/сек**) упругой деформации
- Физический смысл модулей – характеристики прочности сил межатомной связи (**сопротивляемость смещению атомов из положений равновесия в узлах решетки**)
- Анизотропия модулей упругости
- Модули упругости – стабильные свойства, относительно слабо зависящие от структуры материала и температуры

***Модули упругости чистых
поликристаллических металлов при
комнатной температуре***

Металл	$E \cdot 10^{-5}, \text{ МПа}$	$G \cdot 10^{-5}, \text{ МПа}$
Железо	2,17	0,89
Никель	2,05	0,78
Медь	1,25 (0,7-2)	0,46
Алюминий	0,7	0,27
Титан	1,08	0,41
Кобальт	2,04	0,76
Хром	2,40	0,90
Молибден	3,47	1,22
Цинк	0,94	0,37

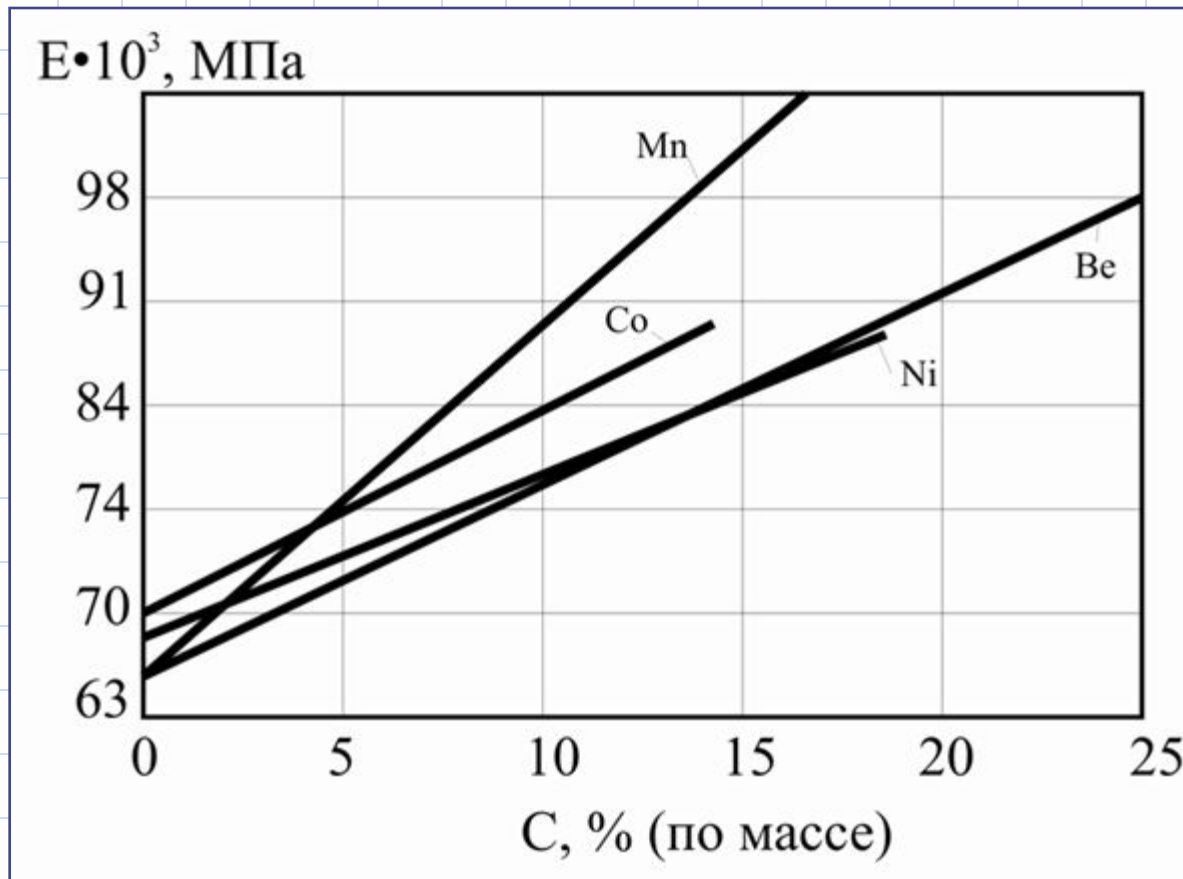
Зависимость модуля упругости от абсолютной (T) и гомологической ($T/T_{пл}$) температуры испытания различных металлов

Температура относительно слабо влияет на модули упругости



6

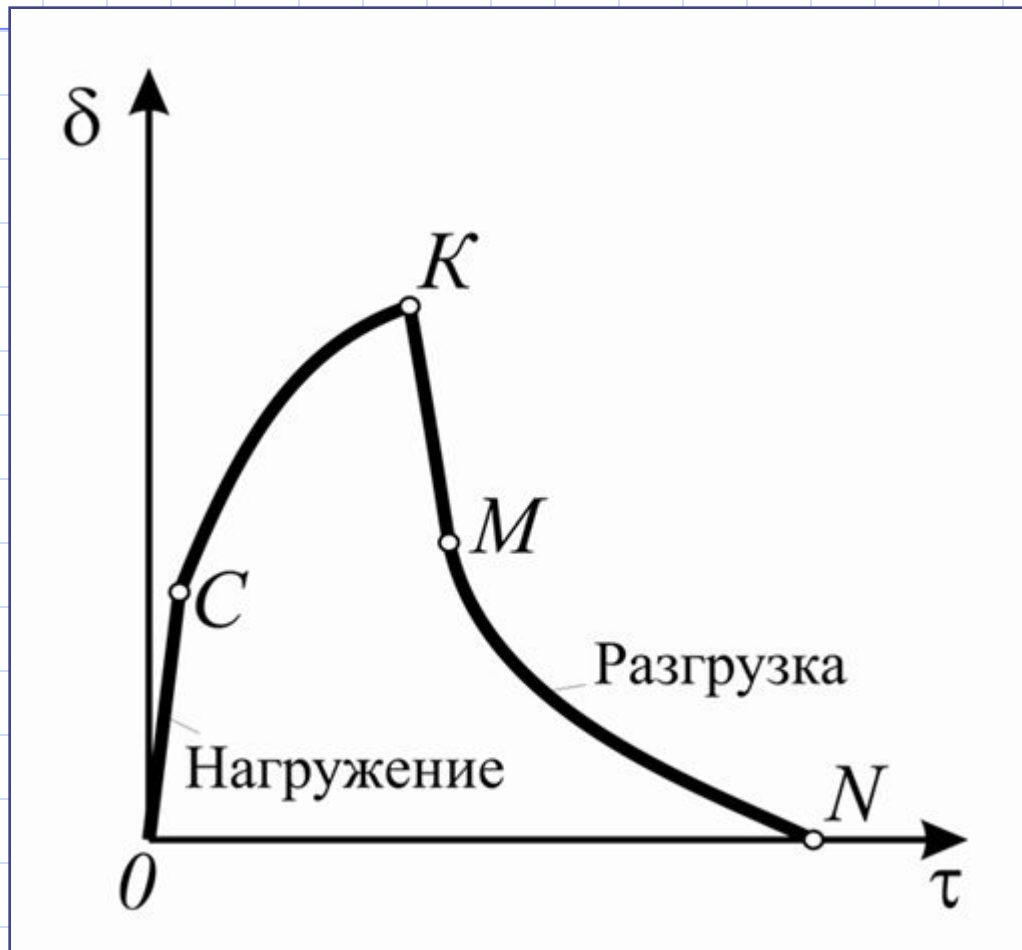
Зависимость модуля нормальной упругости (E) алюминия от содержания добавок (C)



E может увеличив. и снижаться при образовании как твердых растворов, так и избыточных фаз

Неполная упругость металлов

Схема упругого последствия



**Растягиваем при
 $S = \text{const}$**

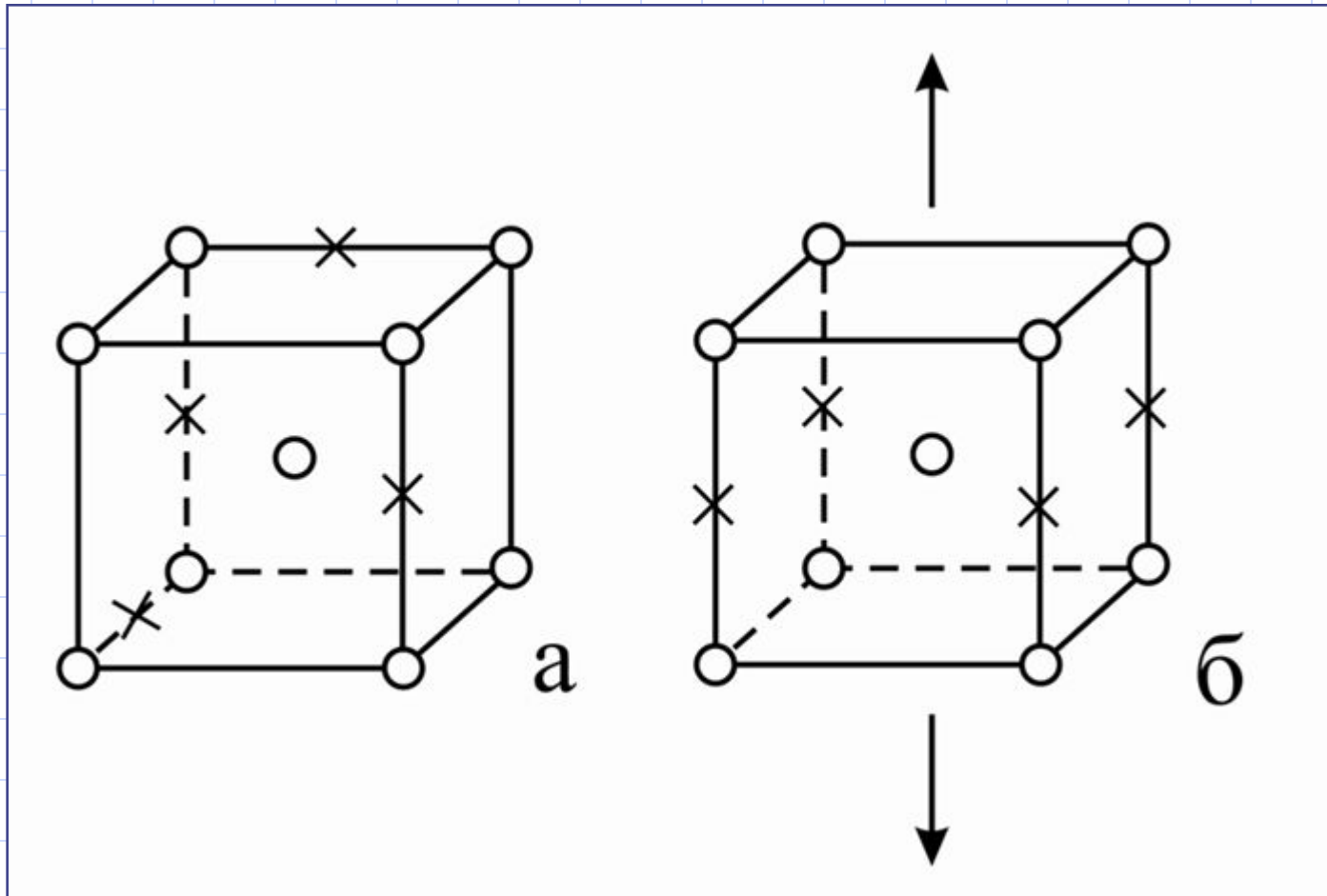
ОС – упругая деформация

СК – неупругая
деформация

КМ – снятие упругой дефор-
мации

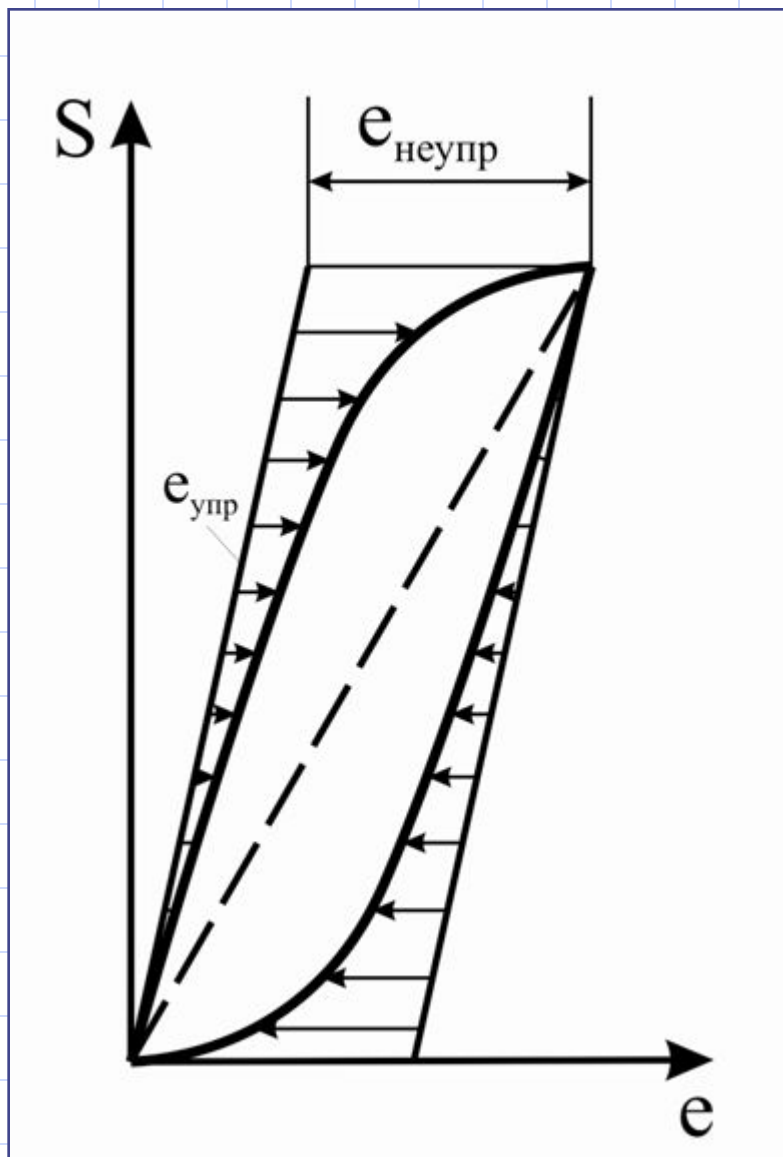
МN – снятие неупругой
деформации

*Распределение атомов примеси внедрения в
ОЦК металле до нагрузки (а) и в
процессе растяжения (б)
(один из механизмов неупругой деформации)*



Упругое последствие из-за микропластической деформации поликристаллов (основной механизм)

- Микропластическая деформация **в поликристаллах** в результате перемещения дислокаций в **локальных** микрообъемах начинается при низких напряжениях (намного ниже предела текучести)
- Скорость упругого последствия зависит от состава, структуры материала и условий нагружения. Увеличение неоднородности структуры усиливает эффект упругого последствия.



ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ

Образование петли гистерезиса в результате неупругих явлений

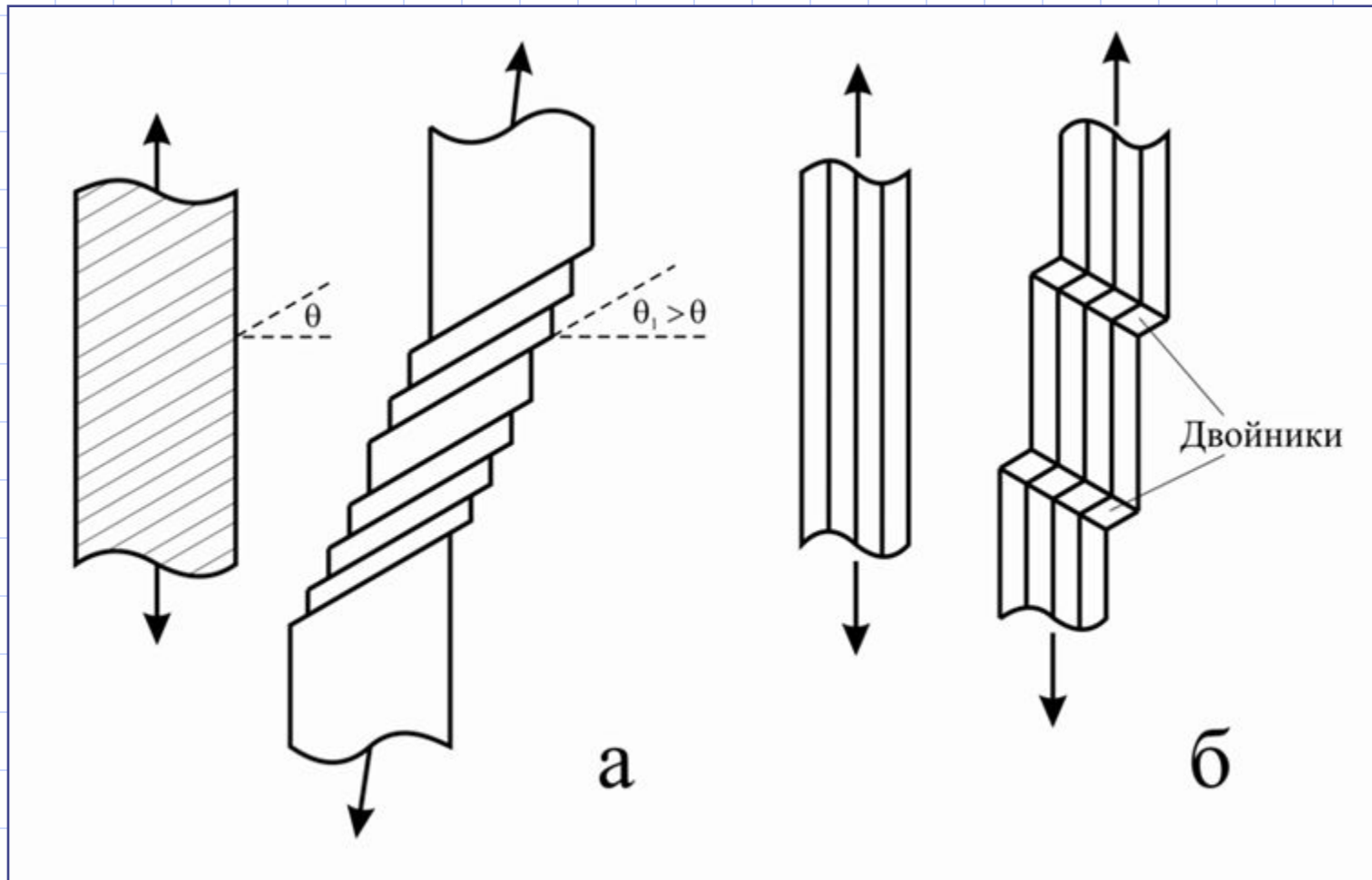
Площадь внутри петли пропорциональна величине внутреннего трения, которая определяет необратимые потери (рассеяние) энергии в металле при механических колебаниях

Чем больше внутреннее трение, тем больше демпфирующая способность материала (гасить колебания)

Раздел 3. Пластическая деформация и деформационное упрочнение

- Низкотемпературная пластическая деформация и деформационное упрочнение **ЧИСТЫХ** металлов
- Влияние различных факторов на картину пластической деформации и деформационное упрочнение чистых металлов
- Влияние примесей и легирования на пластическую деформацию и упрочнение

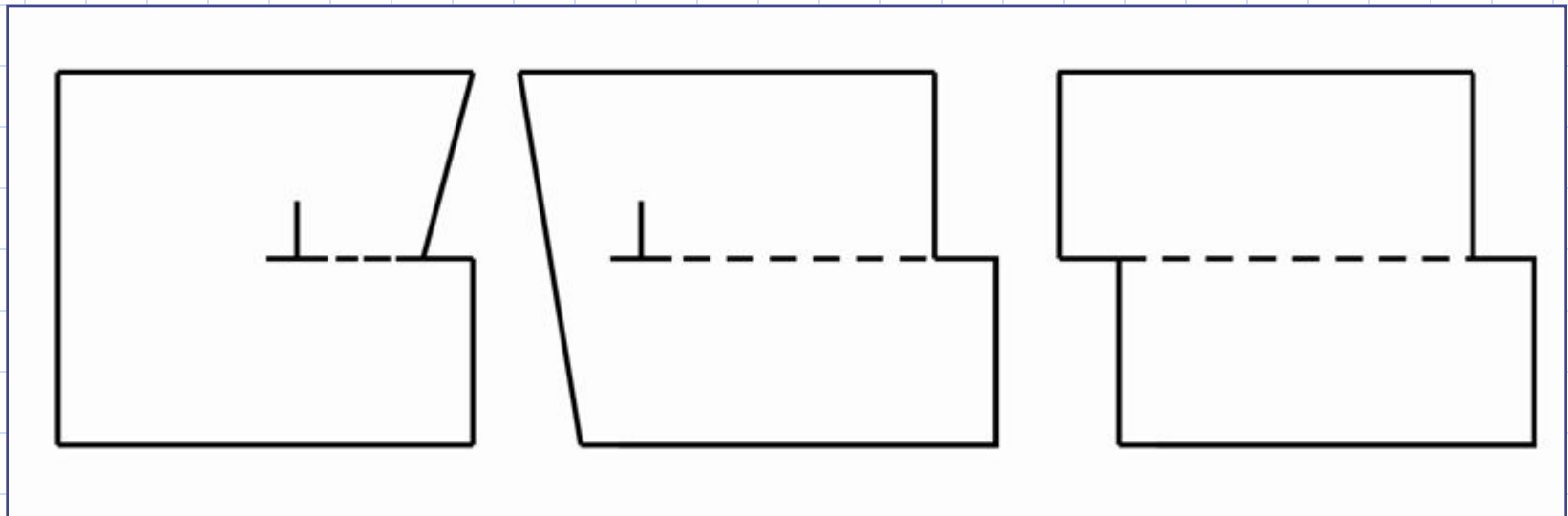
**Схемы пластической деформации
скольжением (а) (основной механизм) и
двойникованием (сдвиг и поворот атомных рядов) (б)
(на атомном уровне механизм дислокационный)**



НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СКОЛЬЖЕНИЕМ

$$g = \rho b l$$

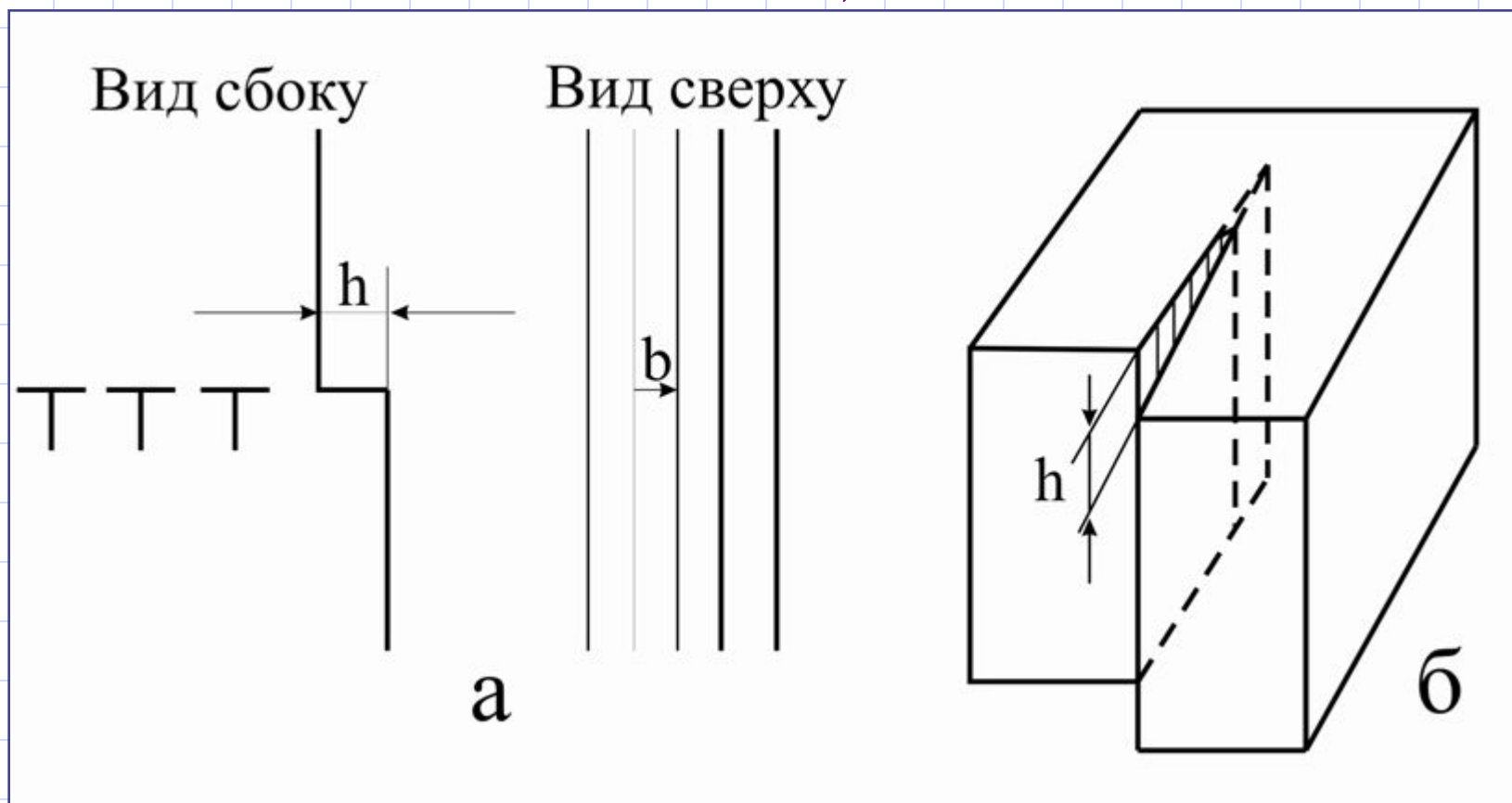
*Схема сдвига верхней половины кристалла
относительно нижней в результате
пробега через него краевой дислокации
(из курса по дефектам решетки)*



КАРТИНА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

изучается методами СМ (или СЭМ) и ПЭМ

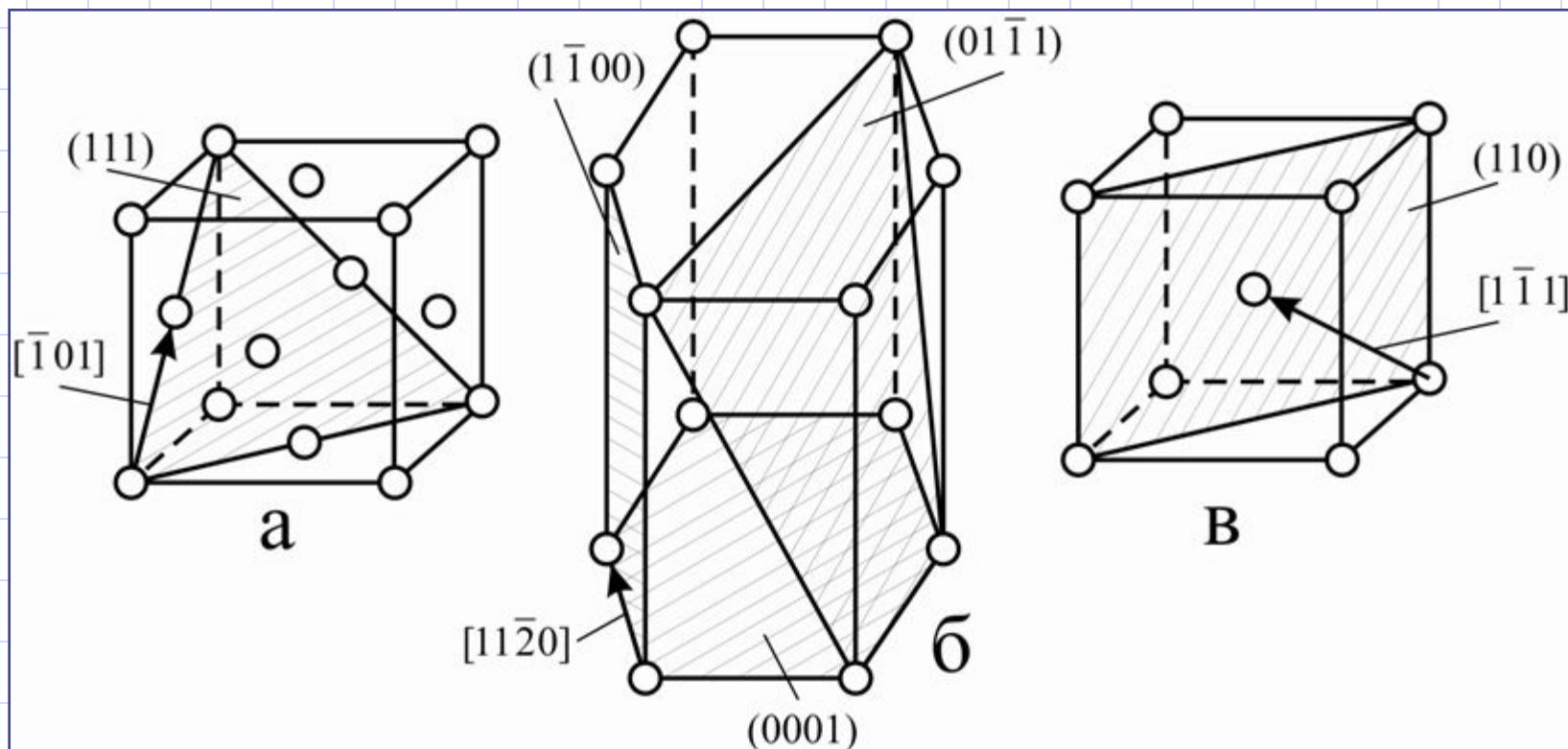
Образование ступенек при выходе на поверхность краевых (а) и винтовых (б) дислокаций



Кристаллографические плоскости и направления преимущественного скольжения, системы скольжения (совокупность плоскости и лежащего в ней направления)

Тип кристаллической решетки	Направление скольжения	Плоскость скольжения	Металл
ГЦК	$\langle 110 \rangle$ —	$\{111\}$ —	Cu, Al, Ni
ГП	$\langle 1120 \rangle$ — $\langle 1213 \rangle$ —	$\{0001\}$ $\{1100\}^-$ пир. $\{1011\}^-$ призм. $\{1122\}$ —	Mg, Zn ($c/a=1,856>1,633$), Ti ($c/a=1,587$) Ti Ti
ОЦК	$\langle 111 \rangle$	$\{110\}$ $\{211\}$ $\{321\}$	α -Fe, Mo, Nb Ta, W, α -Fe Cr, α -Fe

**Примеры плоскостей и направлений
плотнейшей упаковки в типичных
металлических решетках:
а - ГЦК; б - ГП; в - ОЦК**

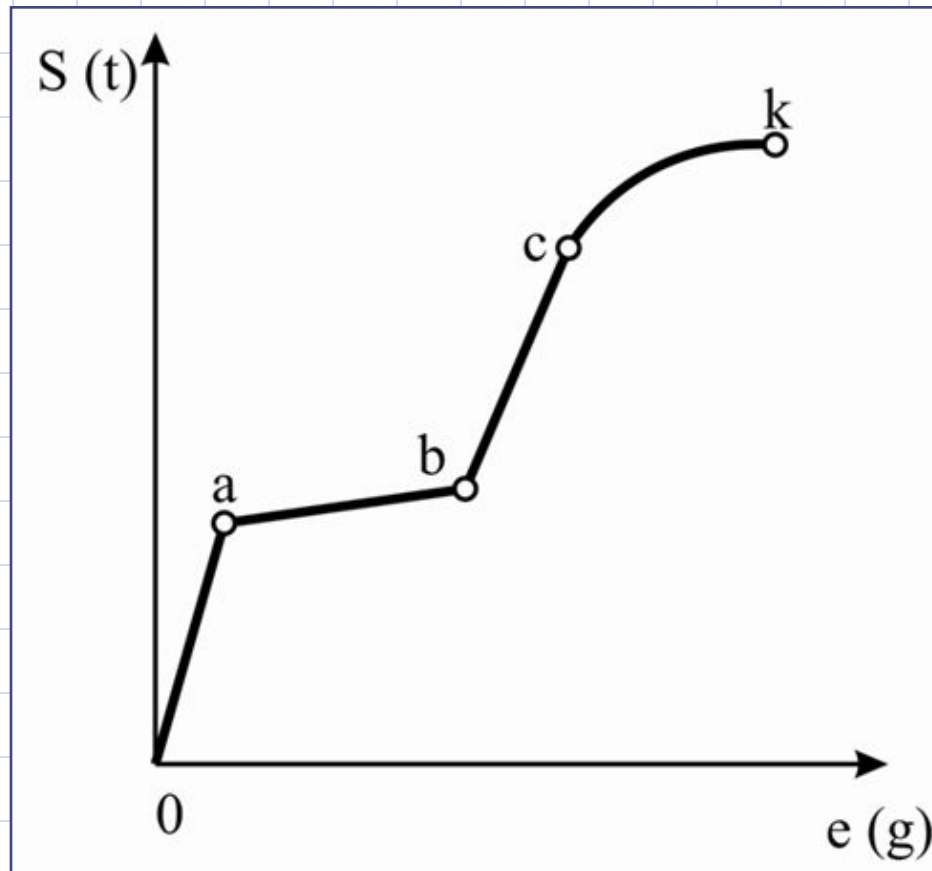


Деформационное упрочнение и картина пластической деформации

- Низкотемпературная пластическая деформация сопровождается непрерывным повышением сопротивления деформации
- Причиной деформационного упрочнения является торможение дислокаций
- Чем сильнее торможение дислокаций, тем больше коэффициент деформационного упрочнения dS/de
- В процессе механического испытания этот коэф. меняется, определяя геометрию диаграммы деформации

Деформационное упрочнение монокристаллов

*Кривая низкотемпературного деформационного упрочнения **чистого** ГЦК монокристалла, благоприятно ориентированного для скольжения в одной системе*

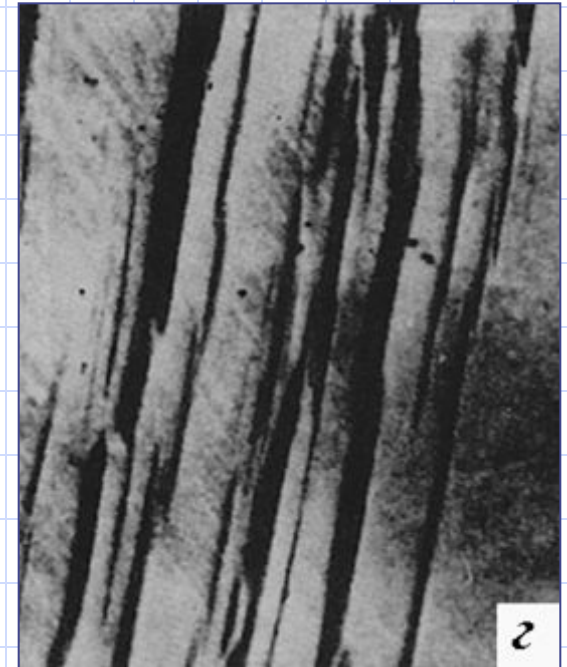
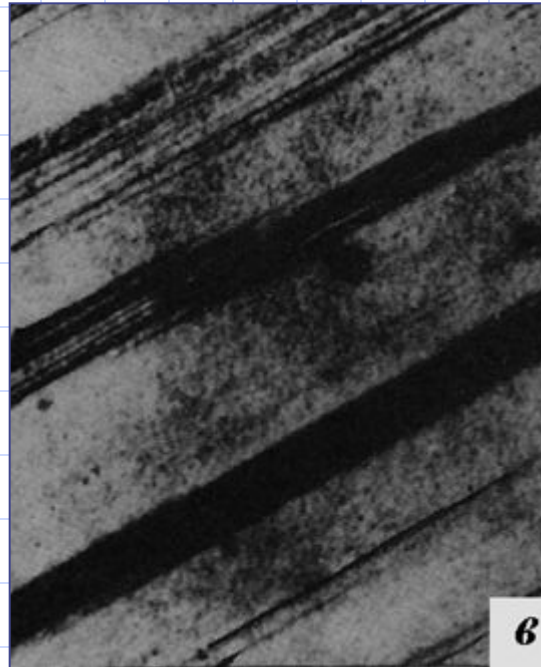
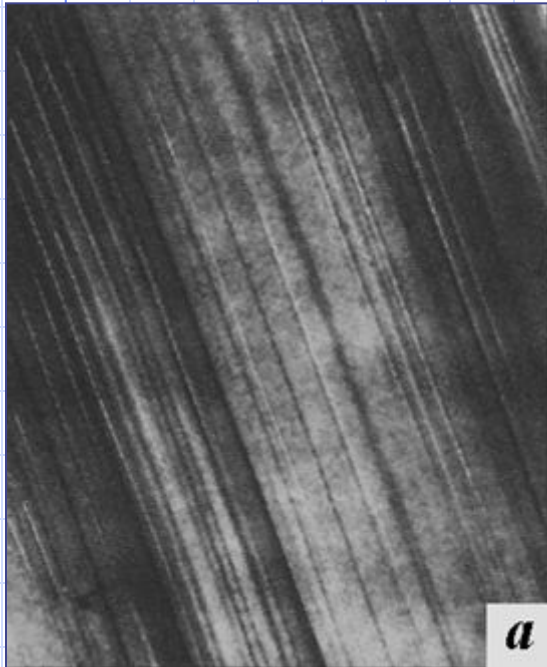


Механизмы торможения дислокаций в чистых металлах, вызывающие деформационное упрочнение в монокристаллах

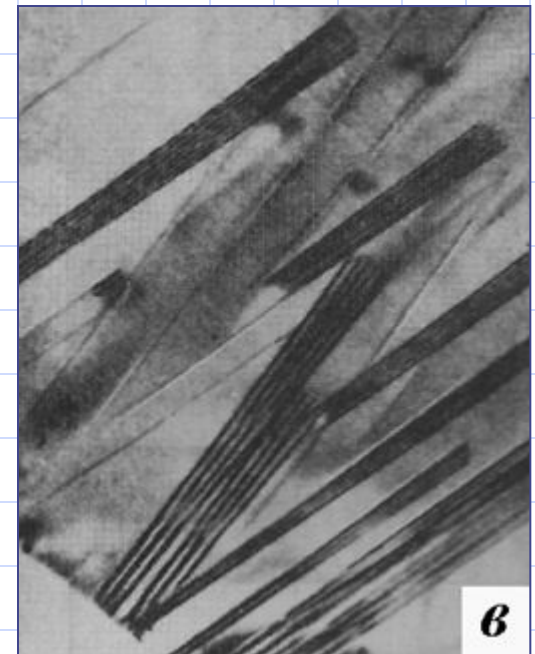
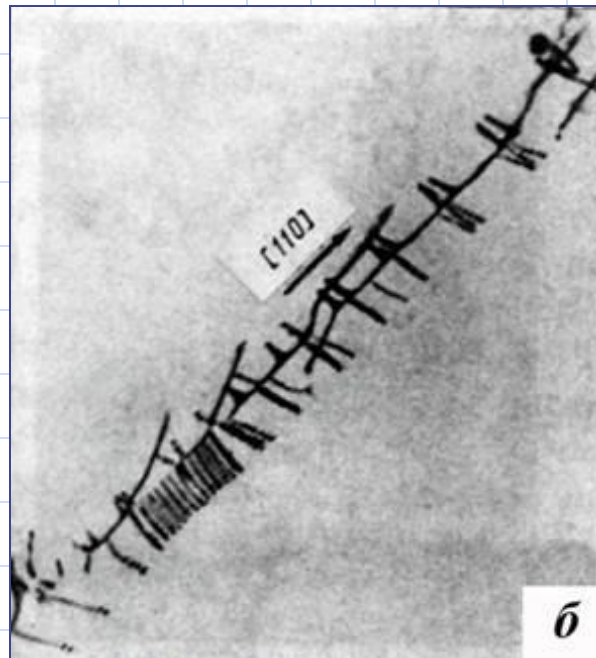
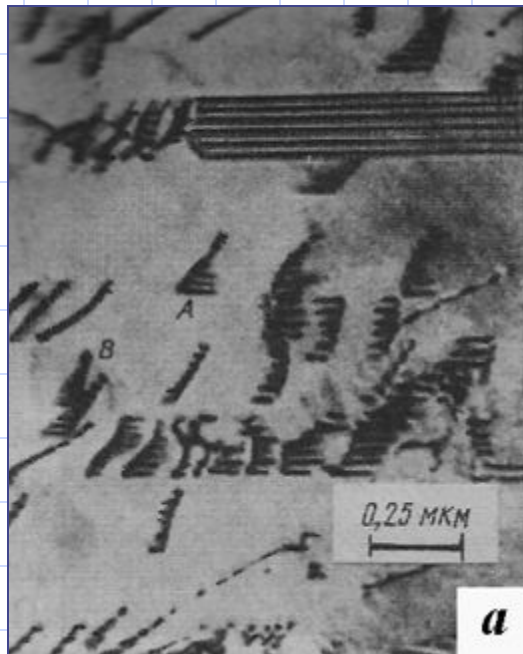
- Упругое взаимодействие с другими дислокациями
- Образование порогов и точечных дефектов при пересечении дислокаций
- Сила трения решетки

Картины пластической деформации

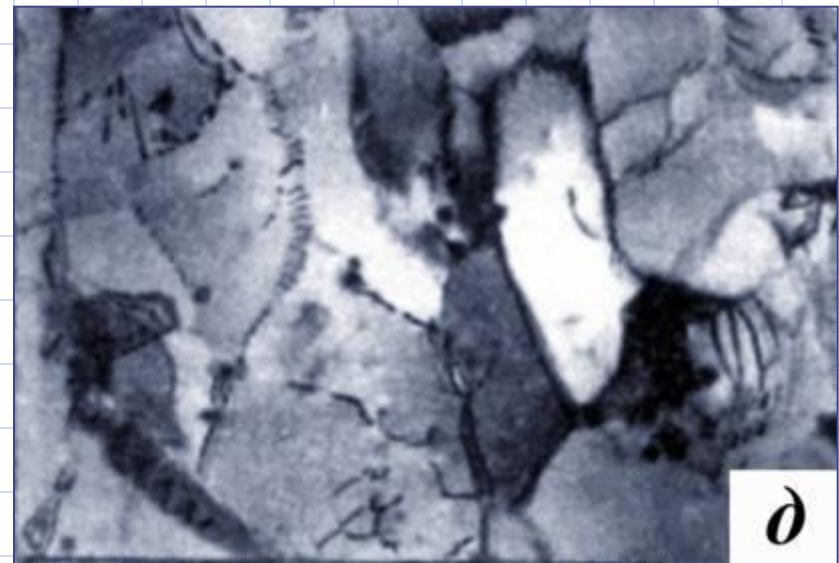
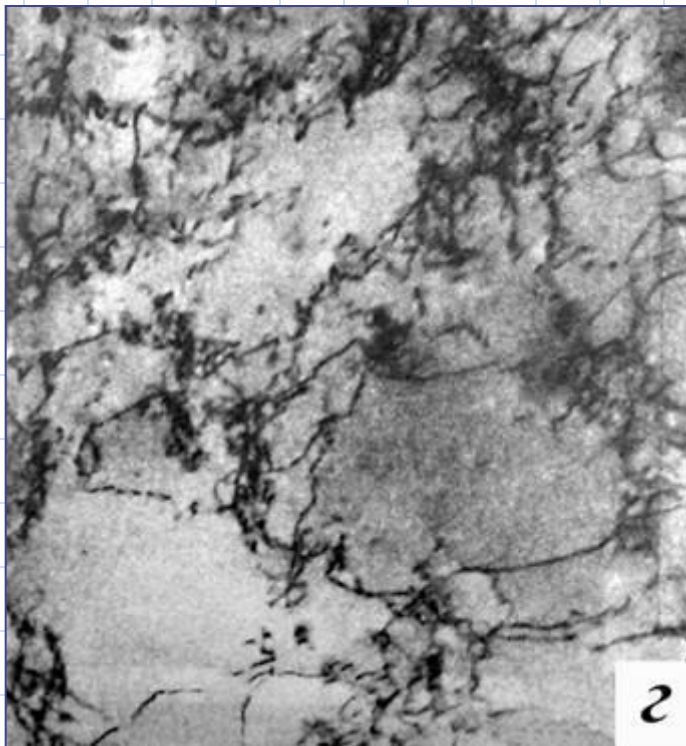
Поверхностные линии и полосы скольжения на разных стадиях пластической деформации меди



Типы дислокационных структур, формирующихся в процессе пластической деформации металлов с низкой ЭДУ



Типы дислокационных структур, формирующихся в процессе пластической деформации металлов с высокой ЭДУ



*Особенности пластической деформации и деформационного упрочнения чистых **ОЦК** монокристаллов*

- Наибольшее число систем скольжения в ОЦК решетке (**см. слайд 27**) и их высокая ЭДУ (**см. след. слайд**)
- Укороченная стадия легкого скольжения из-за большого числа систем скольжения
- Длинная 3-я стадия из-за высокой ЭДУ, которая обеспечивает легкость поперечного скольжения

Значения энергии дефекта упаковки γ^* чистых металлов

Металл	γ , мДж/м ²	Металл	γ , мДж/м ²	Металл	γ , мДж/м ²
Решетка ГЦК		Решетка ГП		Решетка ОЦК	
Ag	20			Ta	110
Pb	40	Mg	150	V	140
Au	45	Re	180	α -Fe	140
Cu	70	α -Ti	200	Cr	>300
Pt	120	α -Zr	220	Mo	>300
Ni	125	Zn	250	W	>300
Al	135				

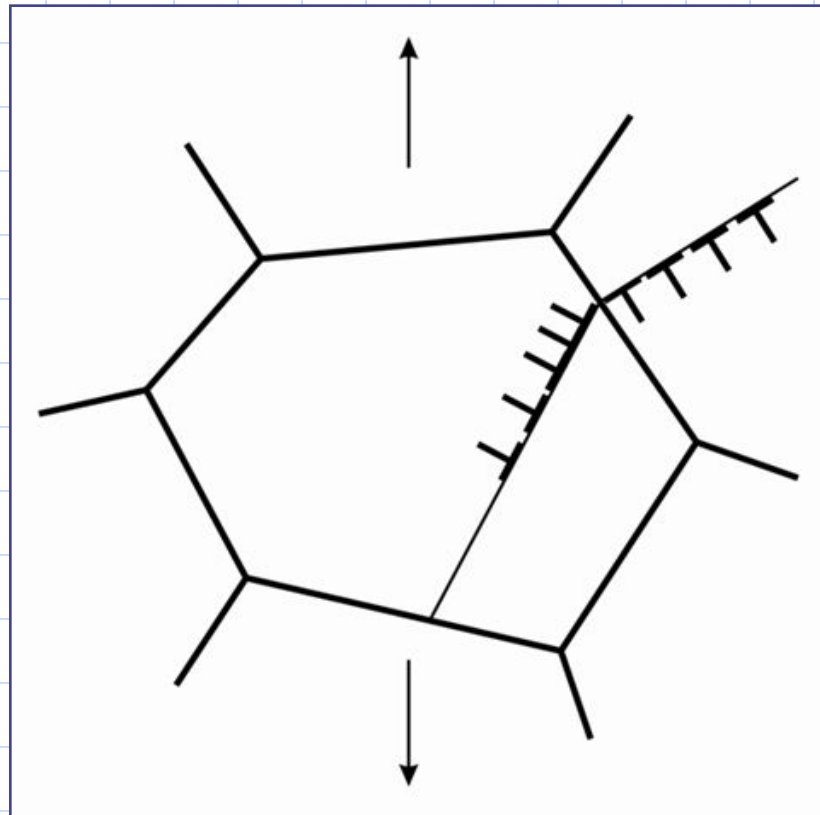
*Даются средние значения величин γ , определенные разными методами. Относительная ошибка в определении γ обычно составляет не менее 30%.

Особенности пластической деформации и деформационного упрочнения ГП монокристаллов

- Удлиненная стадия легкого скольжения (из-за большой разницы в плотности упаковки атомов в базисной и всех других плоскостях)
- 3-я стадия часто отсутствует, разрушение происходит на 2-ой стадии

Пластическая деформация поликристаллов

Схема передачи деформации
через границу зерна в **поликристалле**



Особенности низкотемпературной пластической деформации и деформационного упрочнения поликристаллов

- Геометрия кривых деформации поликристаллов (параболическая зависимость)
- Особенности дислокационной структуры (большая плотность дислокаций, повышенная их плотность у границ)
- Уровень напряжений течения (всегда выше, чем у монокристаллов)

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ДВОЙНИКОВАНИЕМ

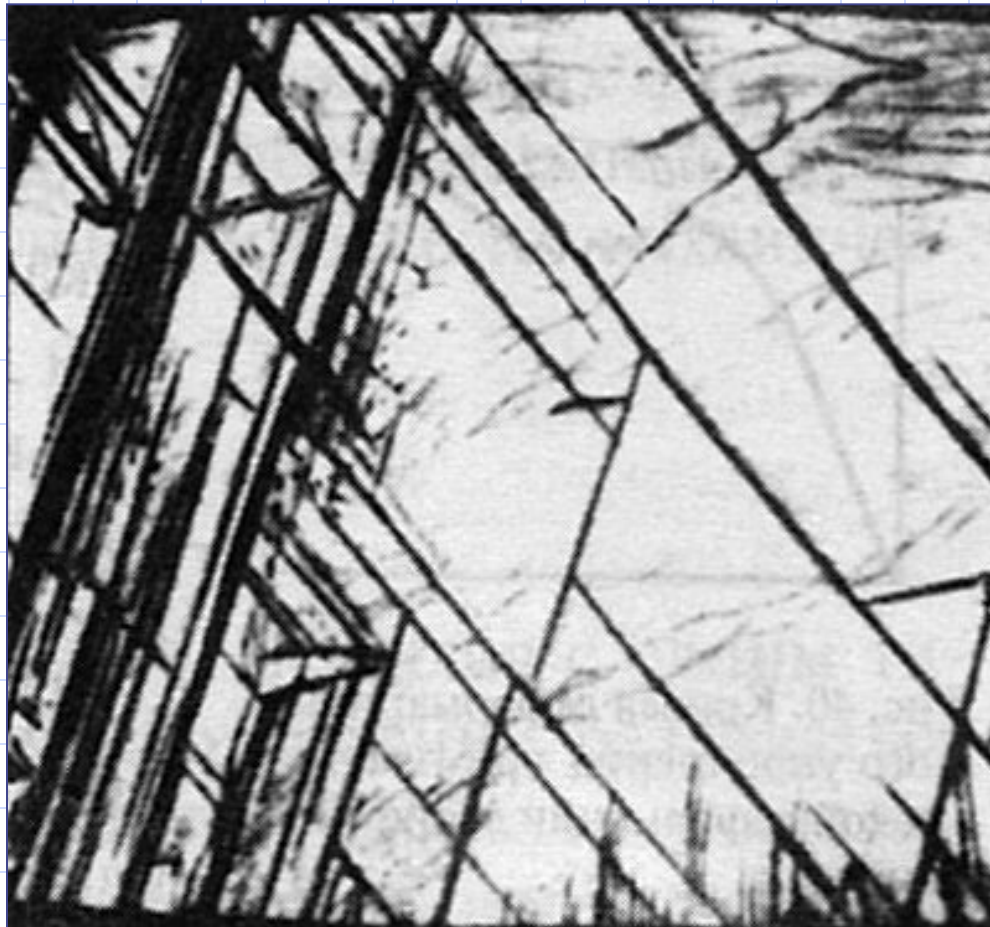
Кристаллографические плоскости и направления преимущественного двойникования

Тип кристаллической решетки	Направление двойникования	Плоскость двойникования	Металл
ГЦК	$\langle 112 \rangle$	$\{111\}$	Cu, Ni
ОЦК	$\langle 111 \rangle$	$\{112\}$	α -Fe, Cr, Mo, W
ГП	$\langle 1011 \rangle$	$\{1012\}$	Mg, Zn, Be, Ti, Zr
	$\langle 1012 \rangle$	$\{1011\}$	
	$\langle 1123 \rangle$	$\{1122\}$	

Двойникование идет в тех случаях, когда скольжение затруднено.

Снижение ЭДУ облегчает двойникование

Двойники деформации в цинке



Влияние различных факторов на пластическую деформацию и деформационное упрочнение

1. Влияние схемы напряженного состояния
2. Влияние температуры деформации
3. Влияние скорости деформации
4. Влияние примесей и легирования

Влияние схемы напряженного состояния на геометрию кривых деформации

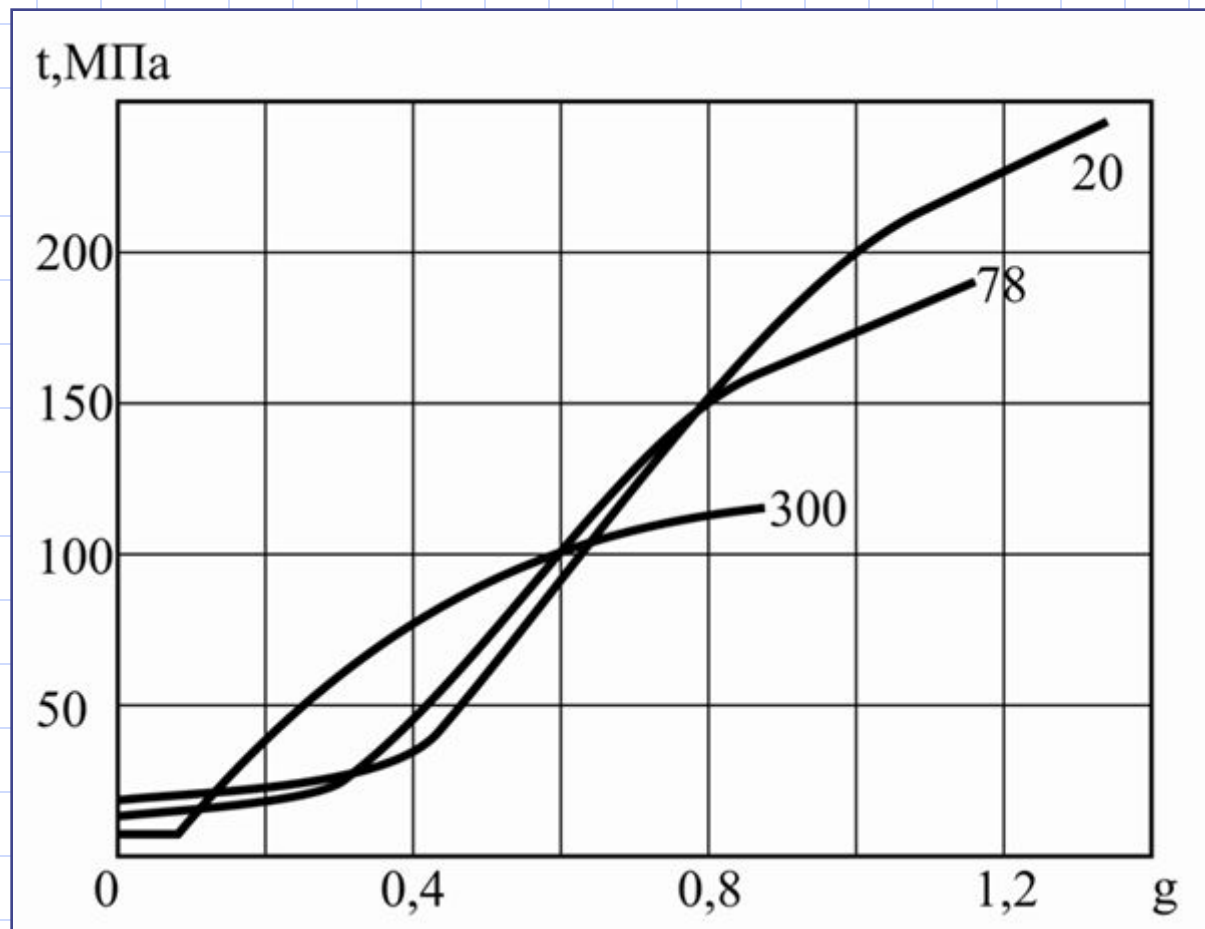
При использовании плоских и объемных схем напряженного состояния (до сих пор рассматривалась только линейная схема растяжения):

- сокращается или исчезает стадия легкого скольжения (труднее становится ориентировка только в одной системе скольжения)
- несколько увеличивается коэффициент деформационного упрочнения на 2-ой и 3-ей стадиях (из-за увеличения числа систем скольжения),
- повышается уровень напряжения течения по сравнению с одноосным растяжением (из-за увеличения плотности дислокаций)

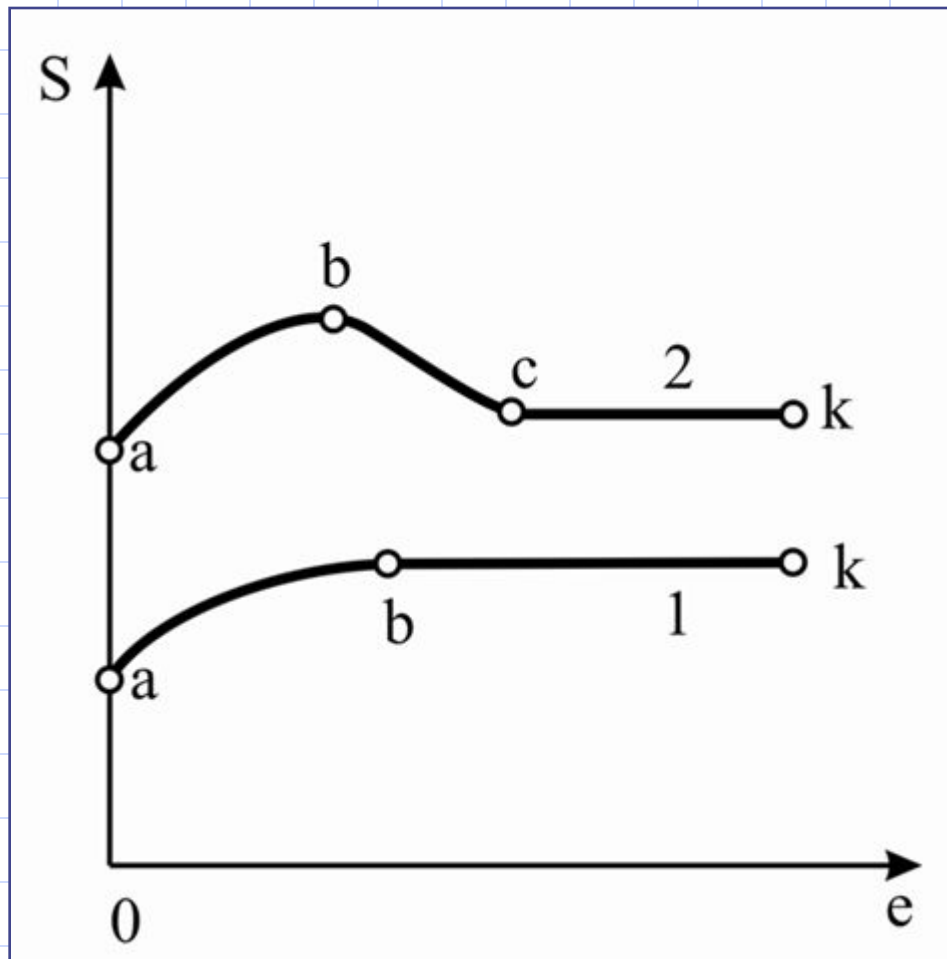
Влияние температуры на геометрию кривых деформации и картину пластической деформации:

- при холодной деформации (до $0,2-0,25T_{пл}$) – термический возврат (переползание дислокаций) не успевает проходить, **обход барьеров только поперечным скольжением**
- при теплой деформации (от $0,2-0,25$ до $0,5-0,6T_{пл}$) – неполный термический возврат, **уже возможно переползание дислокаций, формируется полигонизованная структура**
- при горячей деформации (выше $0,5-0,6T_{пл}$) – полный термический возврат – полигонизованная или рекристаллизованная структура

Кривые деформационного упрочнения монокристаллов никеля при разных температурах холодной и тепловой деформации (в °C)



Схемы кривых горячей деформации



Полигонизованная (1) и рекристаллизованная (2) структуры на 3-й стадии

Кривые деформационного упрочнения моно- и поликристаллов становятся однотипными

ab – стадия горячего наклепа,
 sc и bk – установившаяся стадия

Влияние скорости деформации на картину пластической деформации и деформационное упрочнение чистых металлов

-При статическом нагружении увеличение скорости деформации влияет качественно также, как снижение температуры деформации

(потому что с увеличением скорости уменьшается время прохождения пластической деформации и полнота протекания процессов переползания и поперечного скольжения - уменьшается)

-Чем выше температура, тем сильнее влияние скорости деформации

Пластическая деформация и деформационное упрочнение реальных металлов и сплавов

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

Механизмы влияния на пластическую деформацию инородных атомов в твердом растворе

1. Образование примесных атмосфер на дислокациях
2. Увеличение сил трения при движении дислокаций
3. Изменение (обычно уменьшение) энергии дефектов упаковки при легировании
4. Образование упорядоченных твердых растворов (парные дислокации, связанные антифазной границей)
5. Влияние температуры на реализацию механизмов твердорастворного упрочнения

Действие примесных атмосфер

- Атмосферы могут образовываться при низких концентрациях примесей (атмосферы Котрелла) и больших концентрациях легирующих элементов (атмосферы Сузуки)
- Блокируют, затрудняют скольжение дислокаций, особенно при низких температурах, неоднозначно влияя на картину пластической деформации – **могут удлинять 1-ую стадию, а после разблокировки дислокаций облегчать их множественное скольжение**

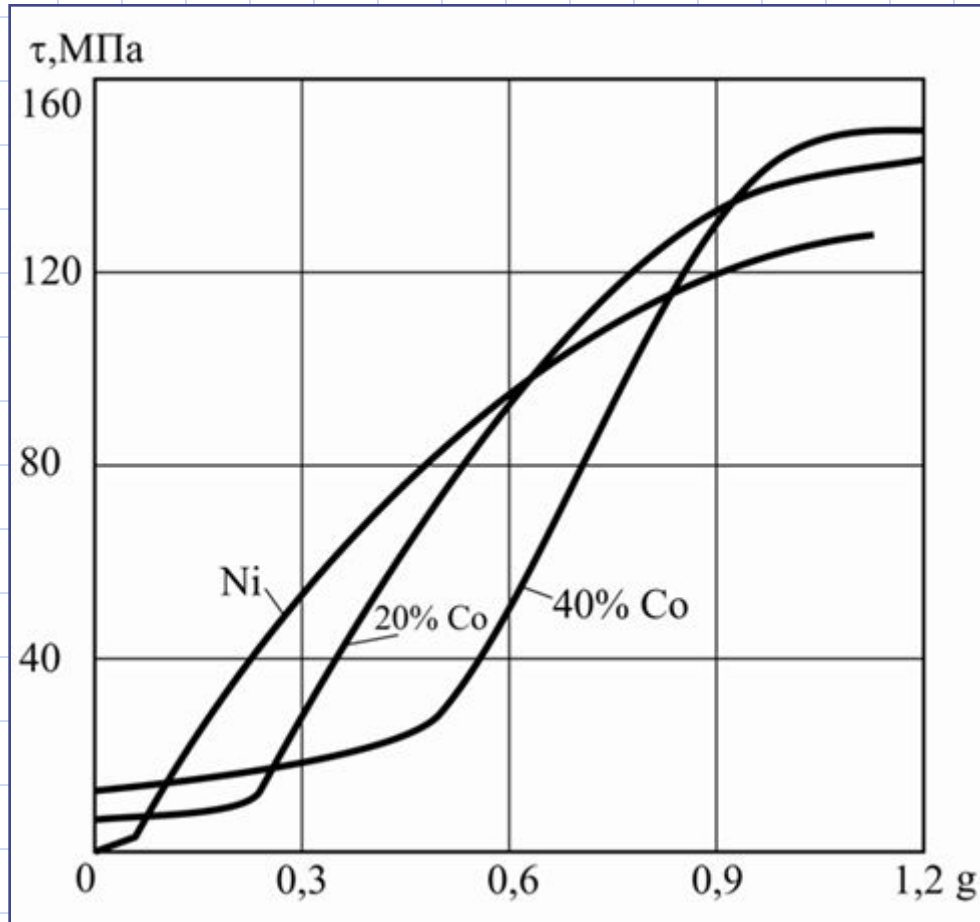
Увеличение сил трения решетки при легировании твердого раствора

- Поля упругих напряжений вокруг инородных атомов затрудняют скольжение дислокаций
- Прирост сил трения тем больше, чем
 - больше разница в размерах атомов основы и добавки,
 - больше разница в модулях упругости основы и добавки (из-за связи модуля упругости G с прочностью связи между атомами)

Влияние ЭДУ и упорядочения

- При образовании твердых растворов ЭДУ чаще всего снижается, затрудняя поперечное скольжение
- В упорядоченных твердых растворах деформация идет за счет движения парных дислокаций – это влияет качественно также как расщепление дислокаций – затрудняется переход в другие плоскости
- С повышением температуры действие всех механизмов влияния растворенных атомов ослабевает

Кривые деформационного упрочнения монокристаллов никеля и твердых растворов кобальта в никеле при 295 К



- повышение $t_{кр}$
- удлинение 1-ой стадии
- повышение напряжения
- перехода к 3-ей стадии
- увеличение коэф. деф. упрочнения на 3-ей ста-

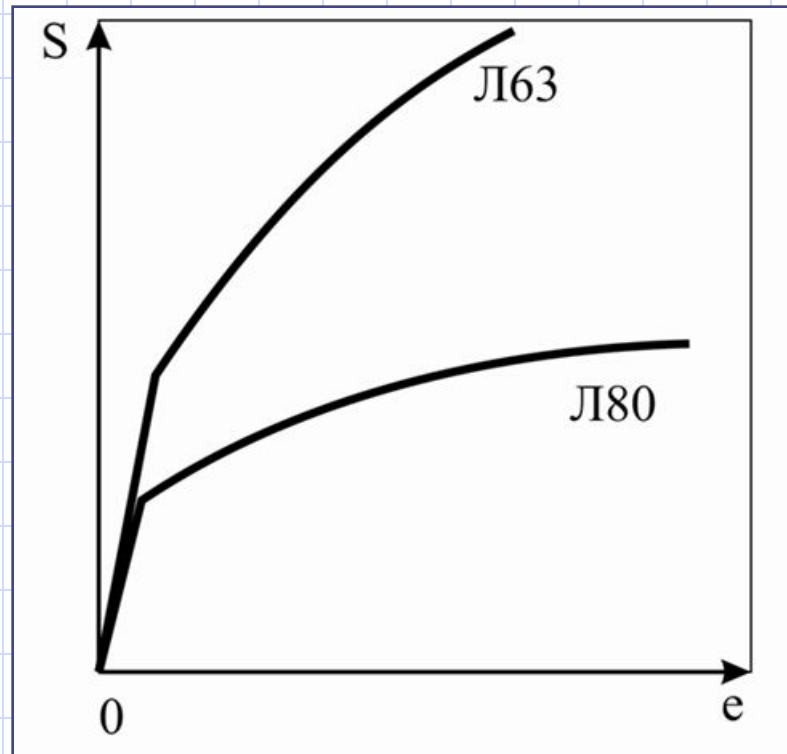
дии, это проявляется и на кривой деф. упроч. поликристаллов (кривые деформации поликристаллов похожи на деф. кривые на 3-й

Влияние частиц избыточных фаз на пластическую деформацию и деформационное упрочнение

- Торможение дислокаций частицами (перерезание и проталкивание)
- Влияние мелких ($<0,01-0,3$ мкм) и крупных частиц на геометрию кривых деформации моно- и поликристаллов (мелкие частицы всегда упрочняют, знак влияния крупных частиц зависит от их собственных свойств)
- Влияние количества и размера частиц (мелких и крупных) на пластическую деформацию и упрочнение
- Влияние частиц при разных температурах

Сопоставление и прогнозирование картин и кривых деформации

Кривые деформации латуней Л80 и Л63 при комнатной температуре

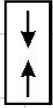
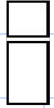
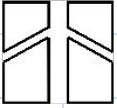
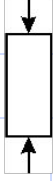
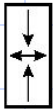
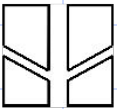
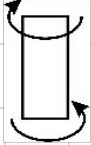
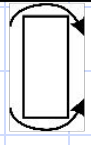


Курс "Механические свойства металлов"

Раздел 4. РАЗРУШЕНИЕ

- Виды разрушения:
разрушение путем среза и отрыва, хрупкое и вязкое разрушение, внутризеренное и межзеренное разрушение
- До- и закритическая стадии разрушения
- Механизмы зарождения трещин
- Анализ развития трещины с позиций линейной механики разрушения
- Критический коэффициент интенсивности напряжений у вершины трещины в условиях объемного и плоского напряженного состояний

Схемы разрушения путем отрыва и среза при различных механических испытаниях (могут меняться в процессе испытания)

Вид испытания	Схема нагружения	Направление действия напряжений		Вид разрушения	
		нормальное	касательное	отрыв	срез
Растяжение					
Сжатие					
Кручение					
Изгиб					

Хрупкое и вязкое разрушение

- Разрушение – это процесс, идущий во времени, а не одномоментный акт
- Две стадии разрушения любого вида – 1) зарождение и 2) развитие трещины (с до- и закритической подстадиями)
- Механизмы зарождения трещин при вязком и хрупком разрушении одинаковы, различие проявляется только на стадии развития трещины
- Стадия развития трещины начинается с докритической (вязкой), а заканчивается закритической (**хрупкой**) подстадией, их протяженность может сильно различаться
- При вязком разрушении скорость развития трещин соизмерима со скоростью деформации, при этом велика энергоемкость ее развития из-за значительной пластической деформации (широкая пластическая зона перед фронтом трещины)
- При хрупком разрушении скорость развития трещины на порядки больше (0,4-0,5 скорости звука), а энергоемкость намного меньше
- Вязкое разрушение – всегда внутризеренное, хрупкое может быть внутри- и межзеренным
- Идеально хрупкого (без пластической деформации) разрушения в металлах не бывает
- Отрыв чаще всего происходит после небольшой пластической деформации, срез – после большой
- Разрушение – более локальный процесс, чем деформация, т.к. он определяется структурой и свойствами материала вблизи вершины трещины

МЕХАНИЗМЫ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН

Считается, что зародышевая трещина имеет длину 10^{-1} мкм

Схема зарождения трещины у дислокационного скопления

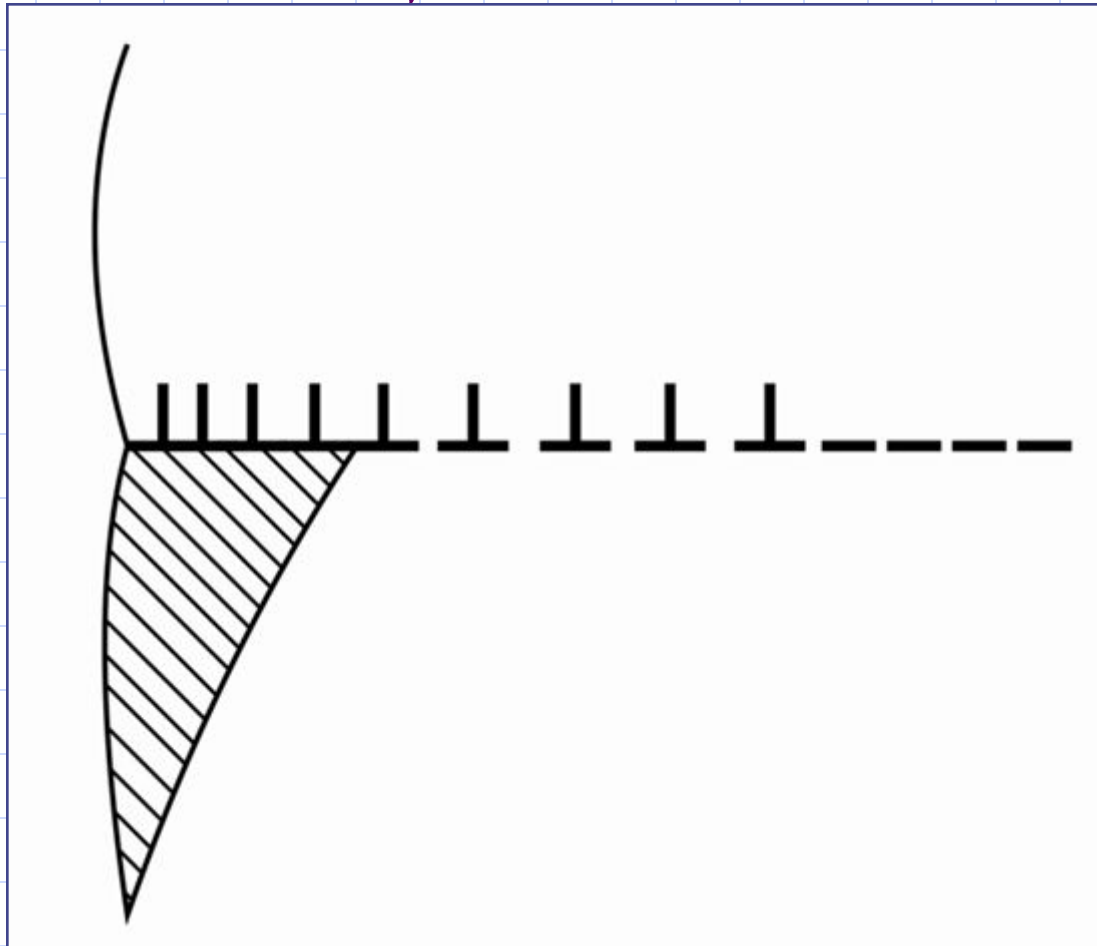
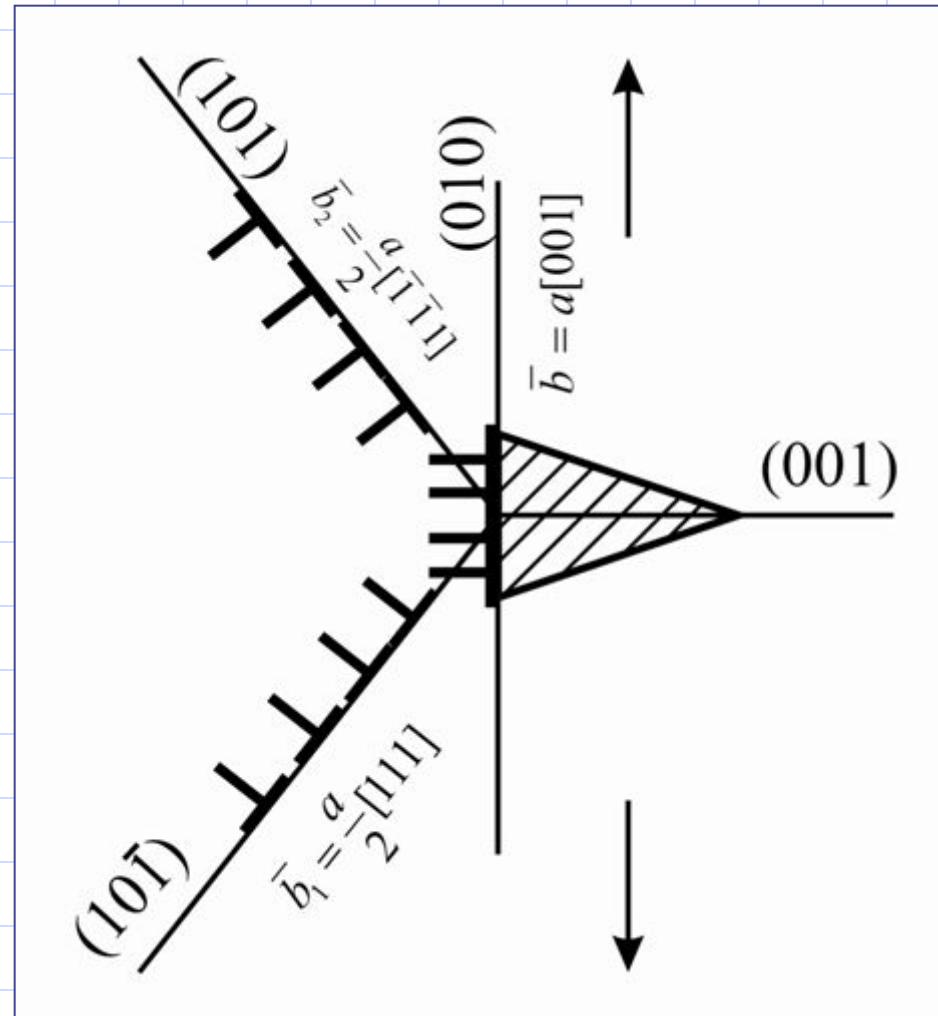
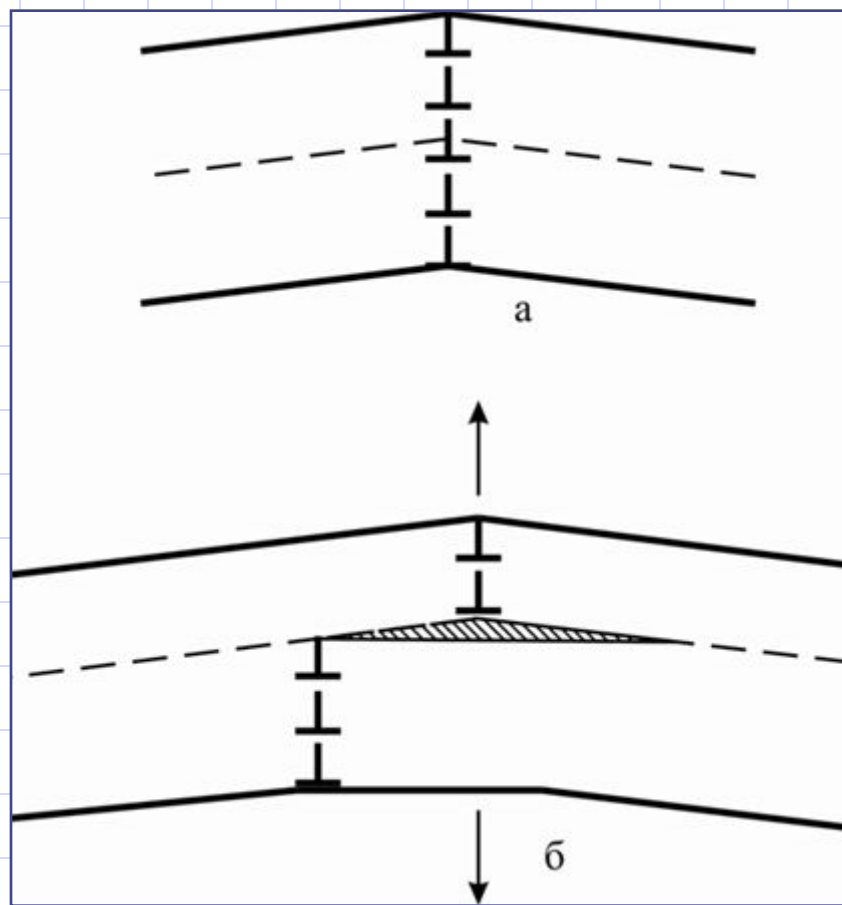


Схема зарождения трещин в ОЦК металлах



*Образование трещины в результате перерезания
малоугловой границы при пластической
деформации: а - до деформации;
б - схема зарождения трещины*



*Схема возникновения трещины при встрече
развивающихся двойников (а)
и торможения одного двойника другим (б)*

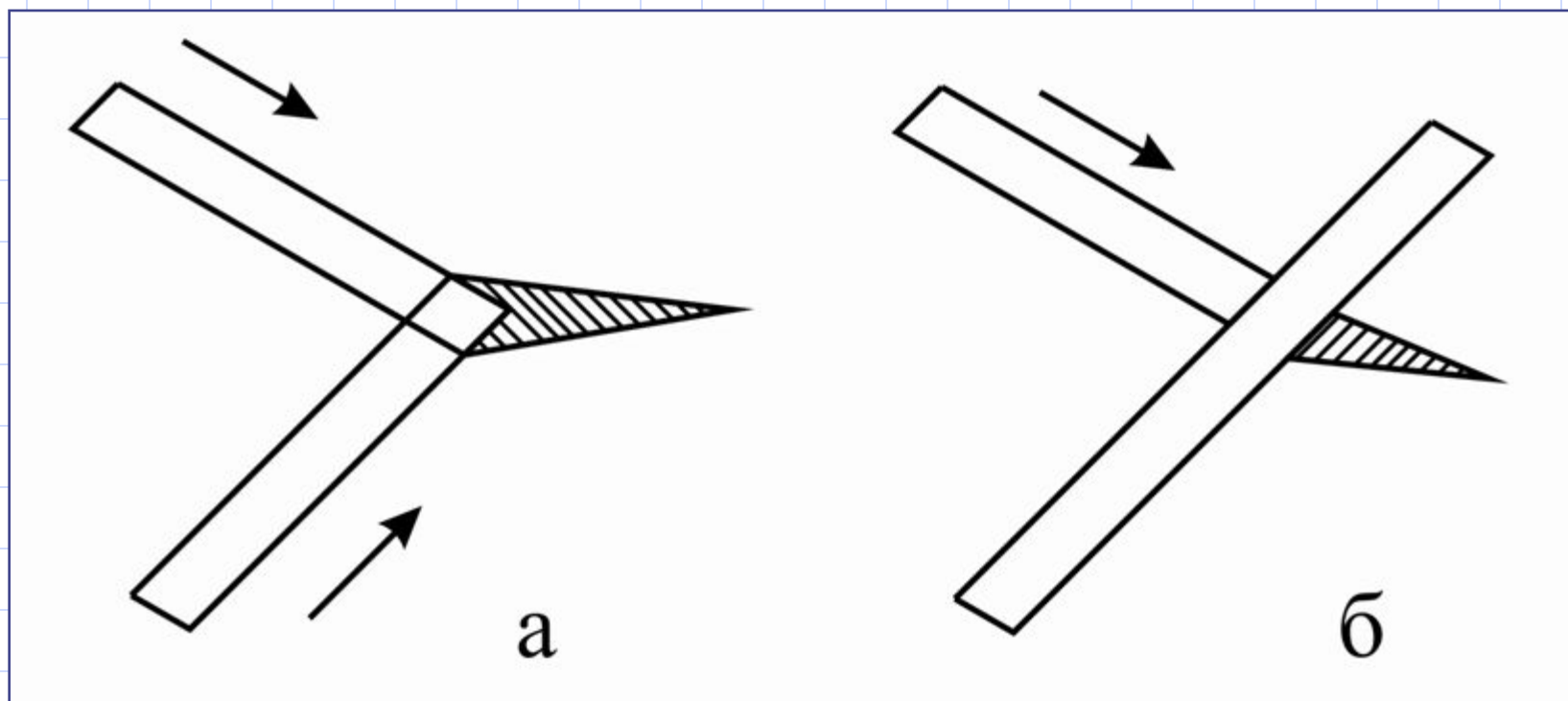
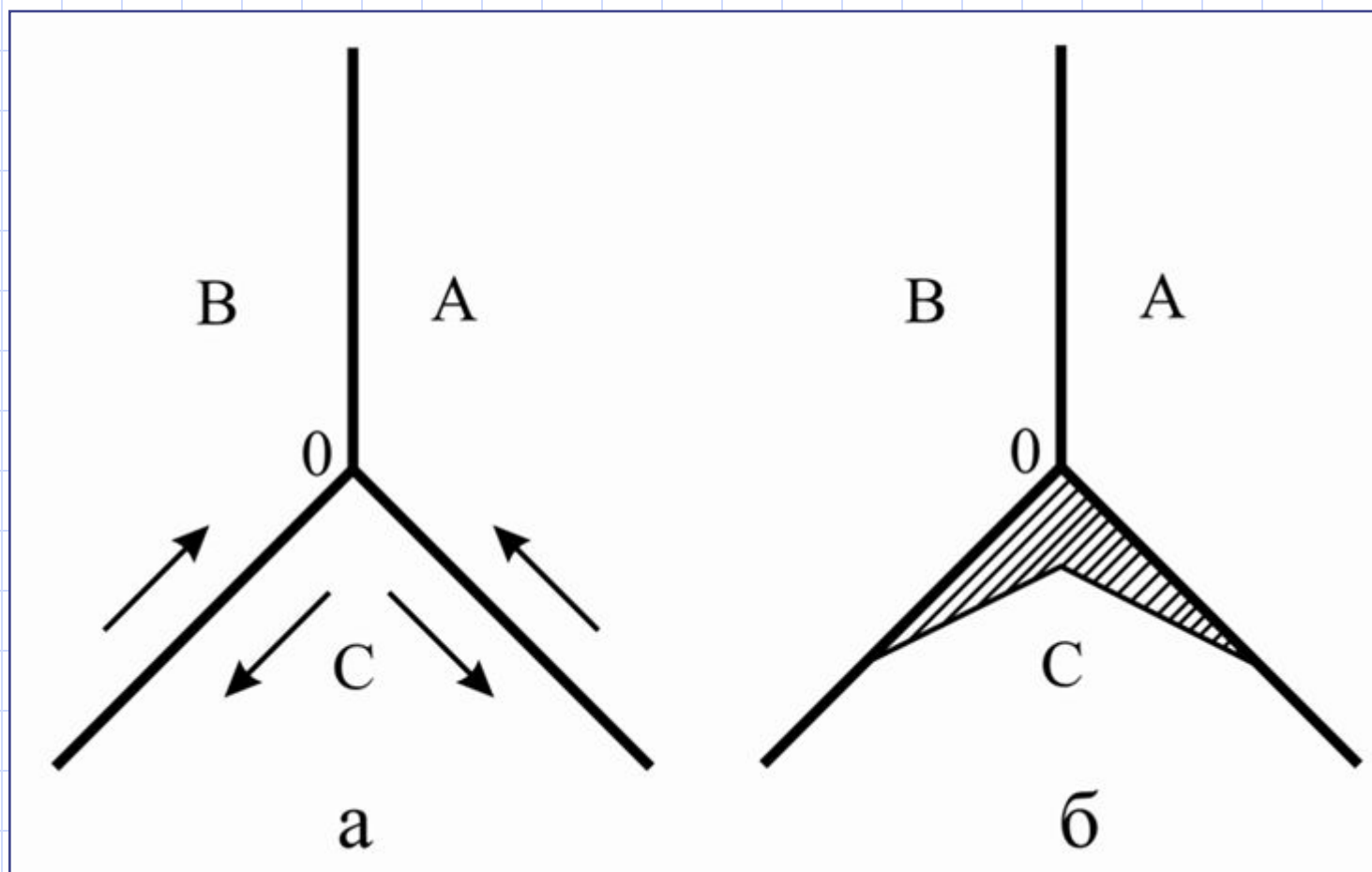


Схема зарождения трещины в стыке трех зерен за счет межзеренной деформации

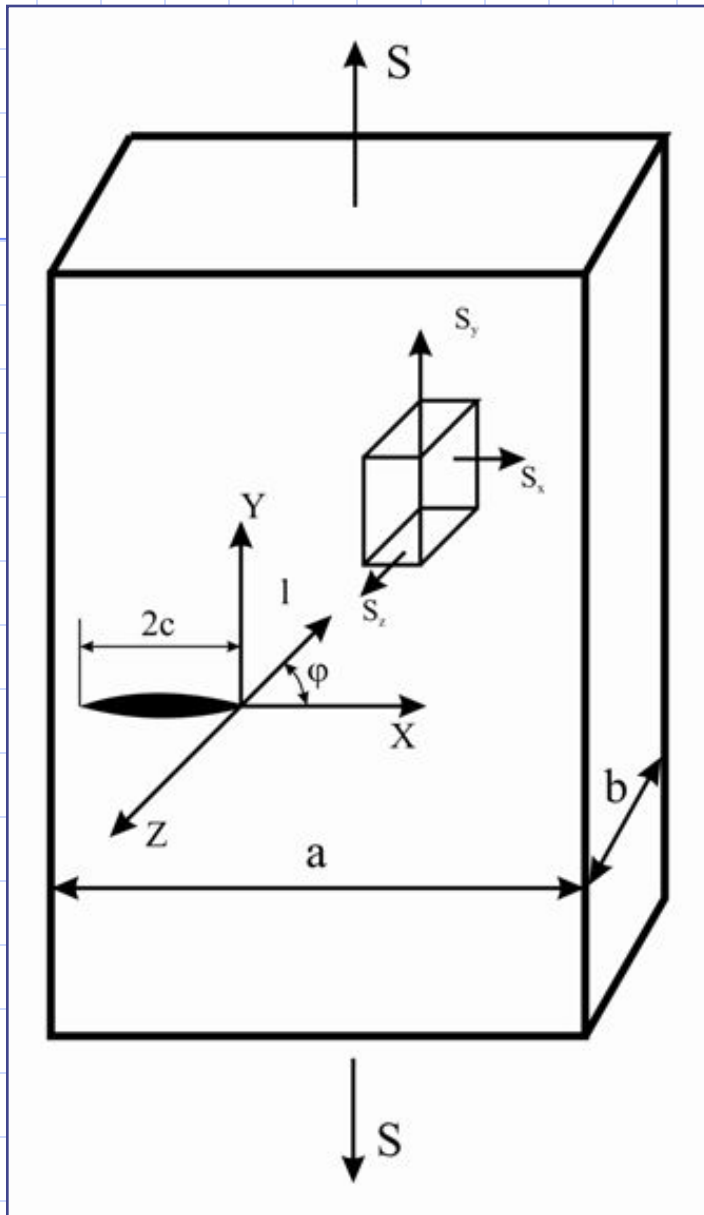


Механика разрушения

устанавливает связь между действующим напряжением, формой, размерами трещин и сопротивлением материала до- и закритическому развитию этих трещин

Пластина с трещиной в условиях растяжения

Вблизи вершины трещины возникает объемное или
2 плоское напряженное состояние



Развитие трещины с позиций механики разрушения

- У вершины трещины $S_m = 2S(c/r)^{1/2}$, где r – радиус закругления вершины трещины
- Когда $S_m > S_{от}$, трещина начнет развиваться
- Выделяющаяся энергия упругой деформации $U_E = -\pi c^2 S^2 / E$
- Затрачиваемая поверхностная энергия $U_s = 4c\gamma_s$
- Условие начала развития трещины **в идеально хрупком теле:**
 $dU/dc = d(U_E + U_s)/dc = (-2\pi c S^2 / E) + 4\gamma_s \geq 0$ [Грифитс]
- **Критерий Гриффитса** – напряжение, при котором трещина начинает развиваться как хрупкая (при плоском напряженном состоянии):

$$S \geq \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi c}}$$

При объемном напряженном состоянии знаменатель умножается на $(1-\nu^2)$, где коэффициент Пуассона $\nu = (\Delta r/r_0)/(\Delta l/l_0)$

В металлах $\gamma = \gamma_s + \gamma_{пл}$, $\gamma_{пл} > \gamma_s$ на 3 порядка

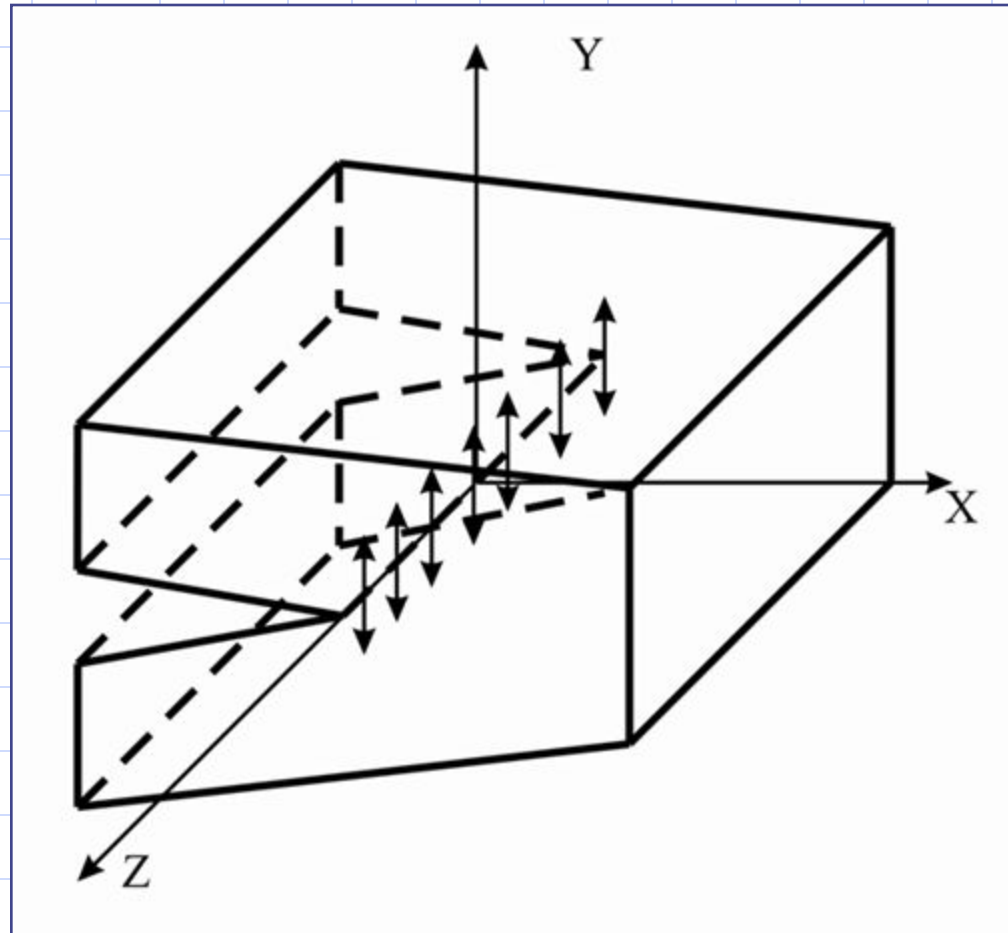
- Силовой критерий разрушения $K = S(\pi c)^{1/2}$ [МПа·м^{1/2}]
 Критический коэффициент интенсивности напряжений $K_{Ic} (K_c) = S(\pi c_{кр})^{1/2}$
 K_{Ic} не зависит от толщины пластины (образца)
 K – напряжение, действующее на расстоянии $1/2 \pi$ от вершины трещины

Курс "Механические свойства

металлов"

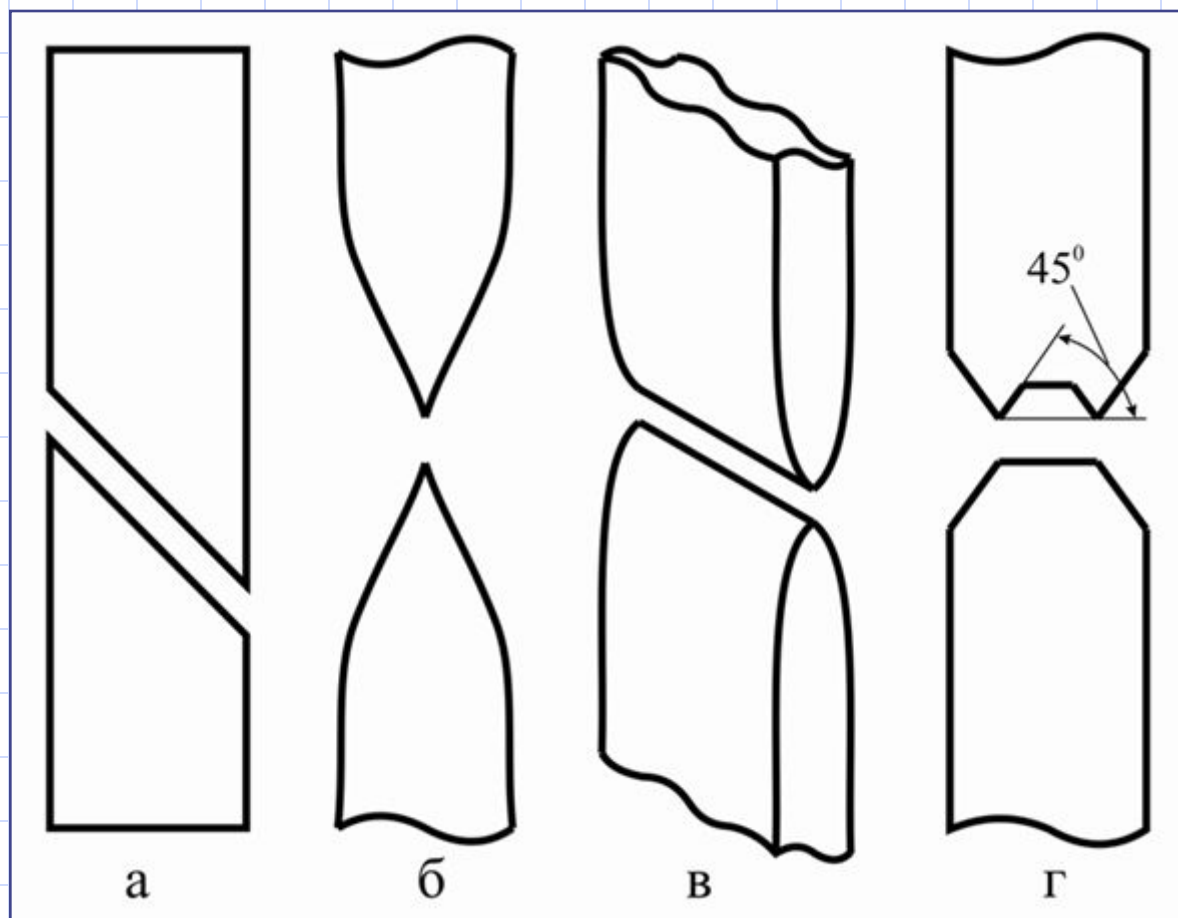
Тип I взаимного смещения поверхностей трещины

(стрелками показано направление действия напряжений)



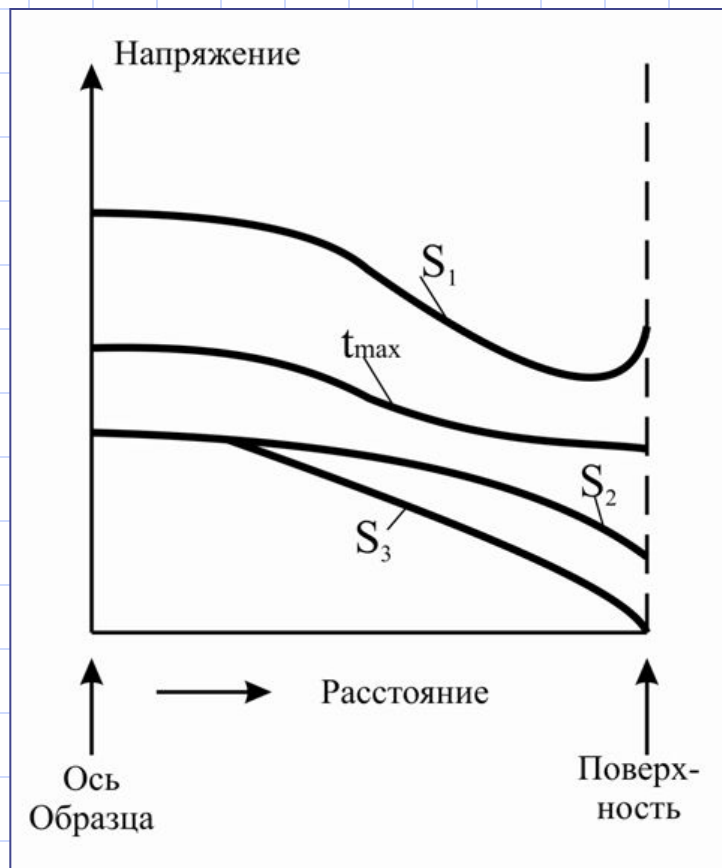
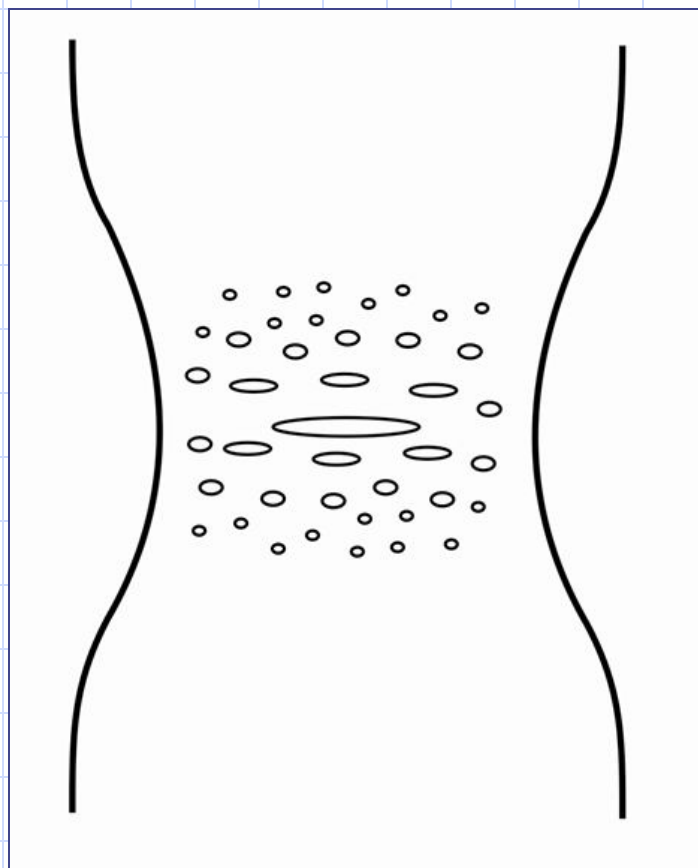
ВЯЗКОЕ РАЗРУШЕНИЕ

Формы излома образцов при вязком разрушении после растяжения

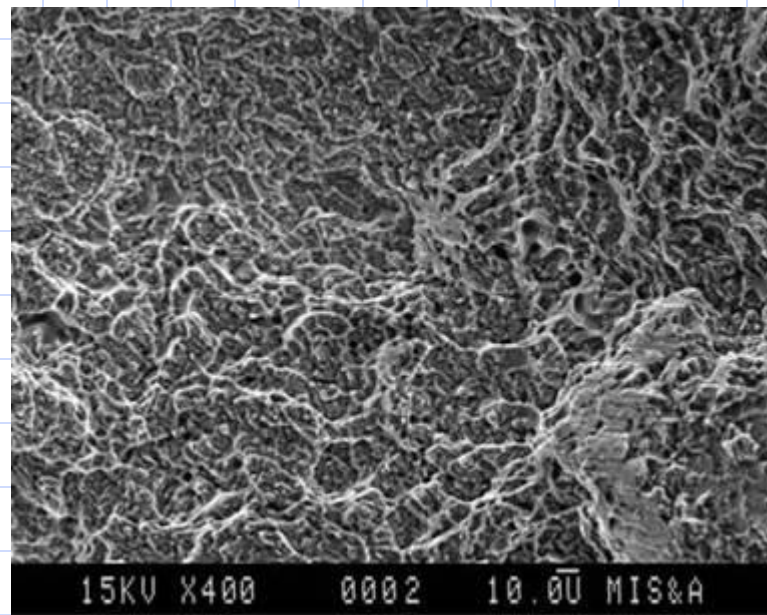
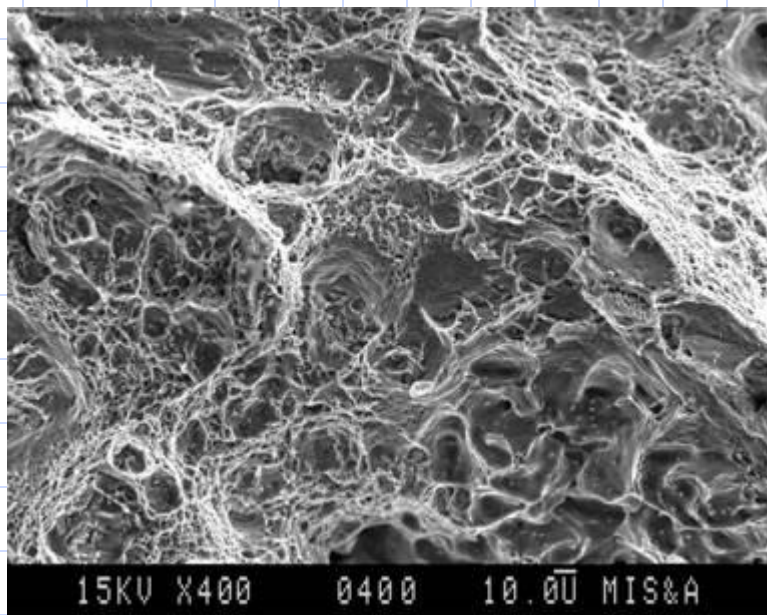


**Образование центральной трещины (а) и
распределение напряжений по сечению шейки (б):**

S_1 – продольное напряжение;
 S_2, S_3 – поперечные нормальные напряжения



Типичная структура вязких изломов

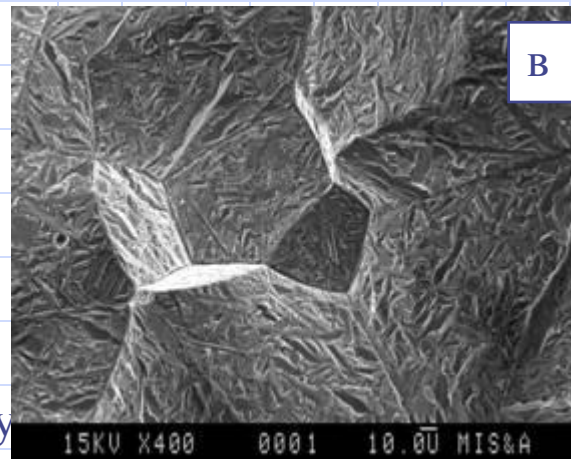
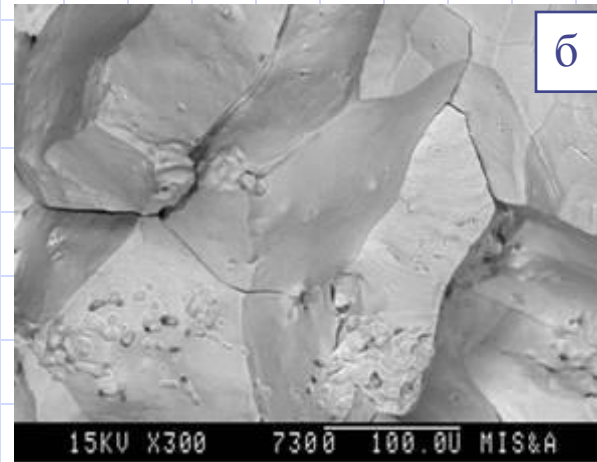
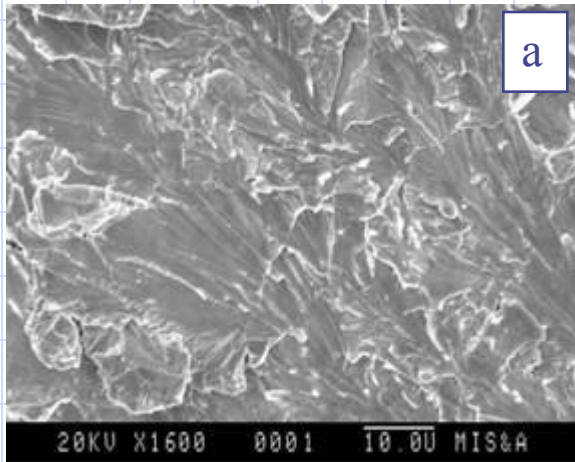


Большинство трещин зарождаются у включений и имеют равноосную форму, в процессе роста расстояние между ними уменьшается, перемычки вязко разрушаются

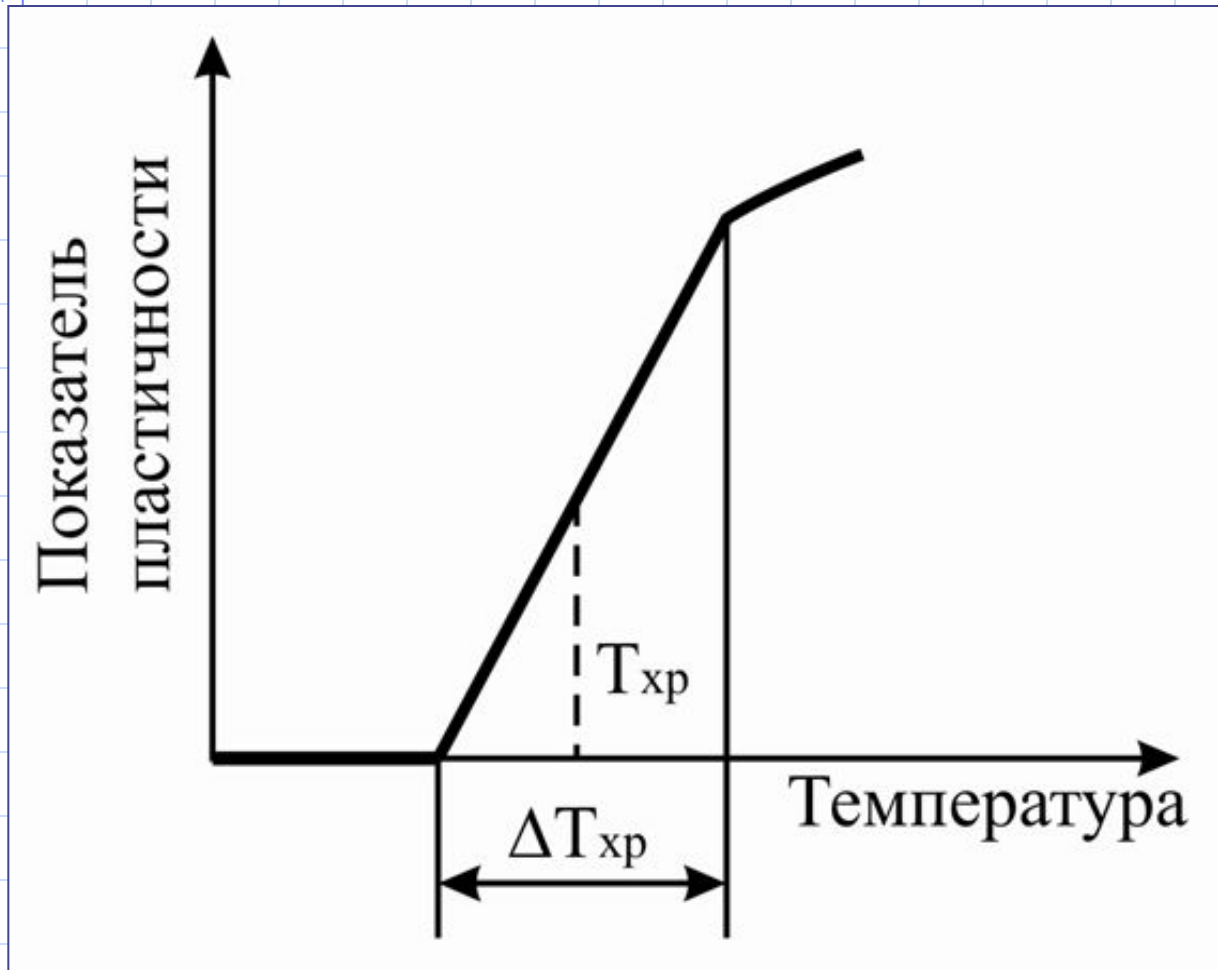
06/19/2022

ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ

Фрактограммы внутризеренного скола (а) и межзеренного разрушения (б, в). б – небольшое количество частиц избыточных фаз на межзеренной поверхности; в – большое количество частиц избыточных фаз на границах зерен



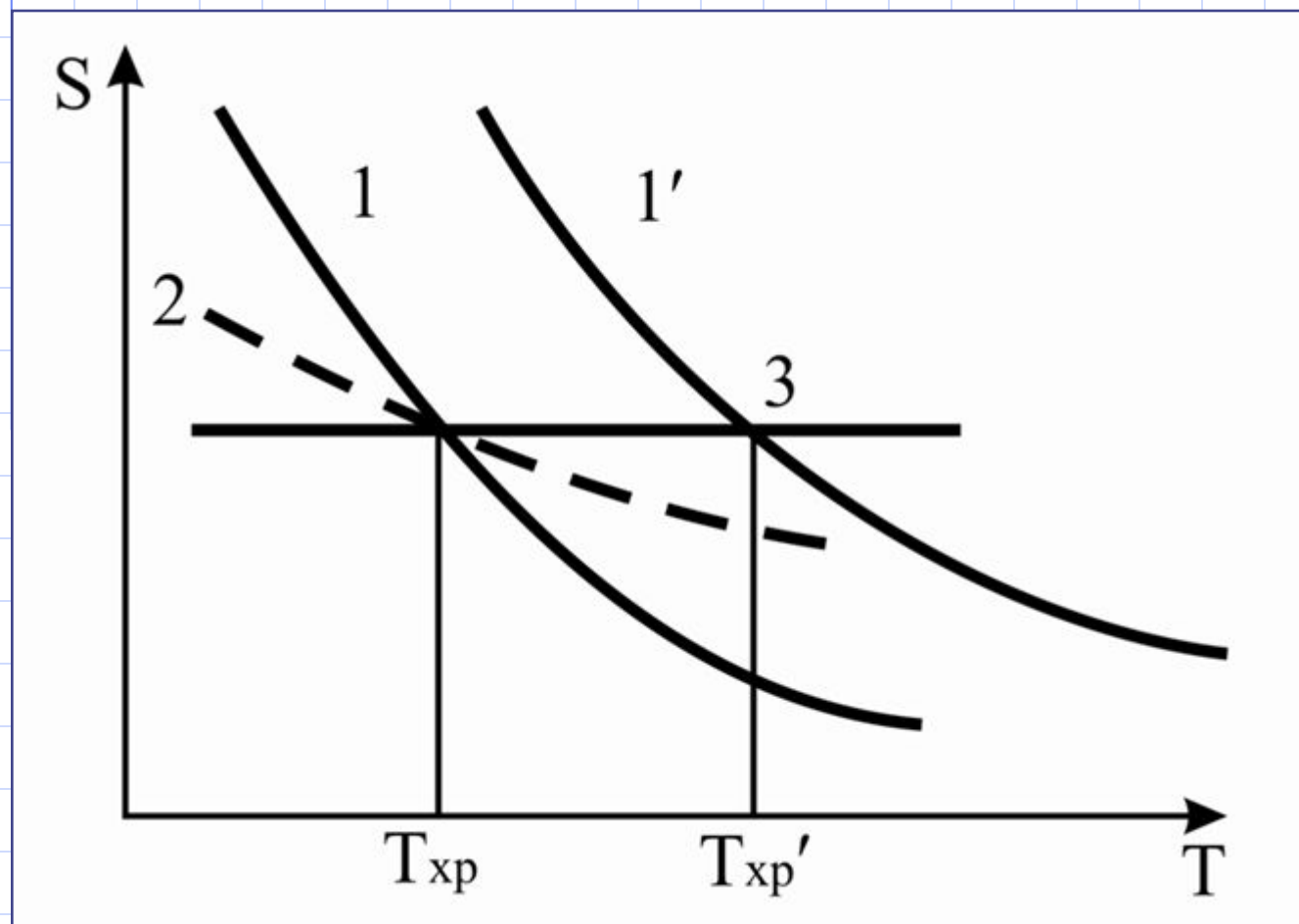
Хрупко-вязкий переход и хладноломкость



**Зависимость
показателя
пластичности от
температуры**

$T_{хр}$ – важный критерий
склонности к хрупкому
разрушению

Схема А. Ф. Иоффе, объясняющая хрупко-вязкий переход



1, 2 – σ_T
разных
материалов,
1' – большая
 $V_{деф}'$
3 – хрупкая
прочность
($S_{отр}$)

Зависимость T_{xp} от различных факторов

Внешние факторы:

- схема нагружения (чем жестче, тем выше T_{xp})
- скорость деформации (чем больше, тем выше T_{xp})
- надрезы (повышают T_{xp})

Внутренние факторы:

$$S \geq \sqrt{\frac{2E\gamma_{nl}}{\pi c}} \quad \text{можно повышать } S \text{ через } \gamma_{пл} \text{ и } c$$

- примеси (атмосферы на дислокациях, зернограничная сегрегация)
- тип структуры и размер зерна матрицы, ее легированность, частицы избыточных фаз

Замедленное разрушение

- Характерно для высокопрочных сплавов на основе Fe, Ti, Al при комнатной и более низких температурах
- Происходит под действием низких напряжений (ниже предела текучести, но выше порогового значения — предела микротекучести) без заметной остаточной деформации при низких температурах
- Стадии замедленного разрушения: инкубационный период, докритическое развитие и долом
- Основные причины:
 - остаточные напряжения,
 - водород, который быстро диффундирует в зоны растяжения, увеличивая там уровень напряжений, а также образует гидриды,
 - естественное старение, вызывающее рост внутренних напряжений

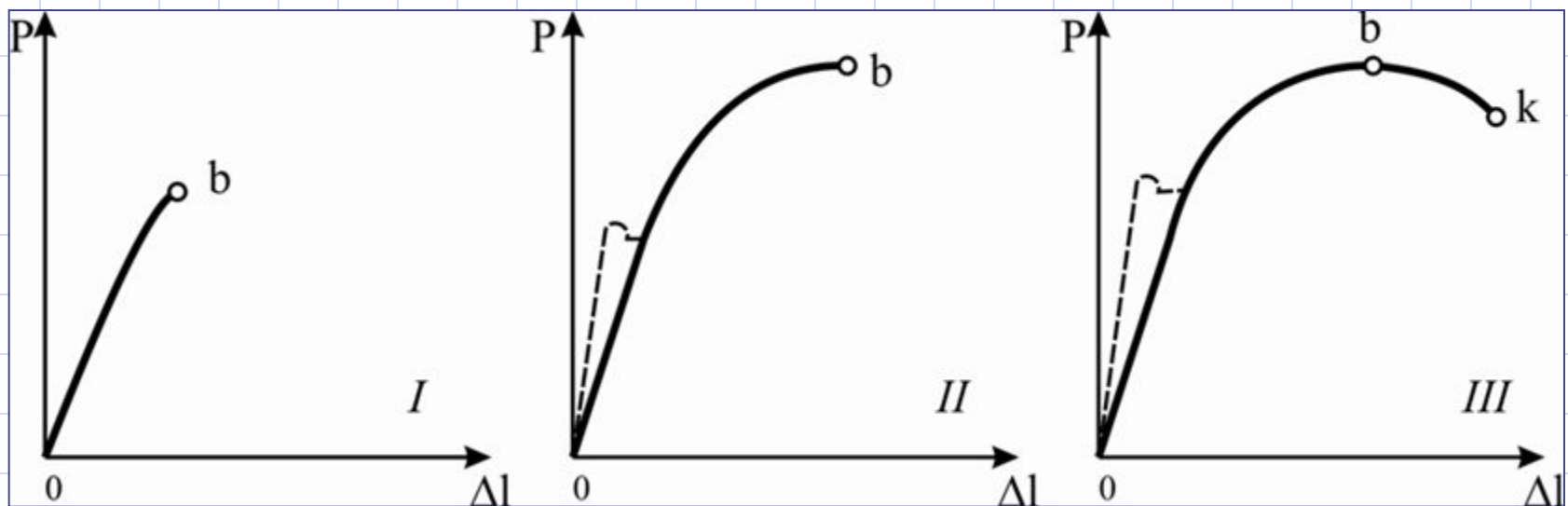
Раздел 5. Свойства при статических испытаниях

Гладкие образцы

- Разновидности статических испытаний, типы кривых деформации, характеристики прочности, пластичности и вязкости
- Характеристики сопротивления малым деформациям: пределы пропорциональности, упругости и текучести
- Резкая текучесть при растяжении
- Зависимость предела текучести от размера зерна и субзерна
- Характеристики предельной прочности, пластичности и вязкости
- Влияние состава и структуры на механические свойства при статических испытаниях гладких образцов

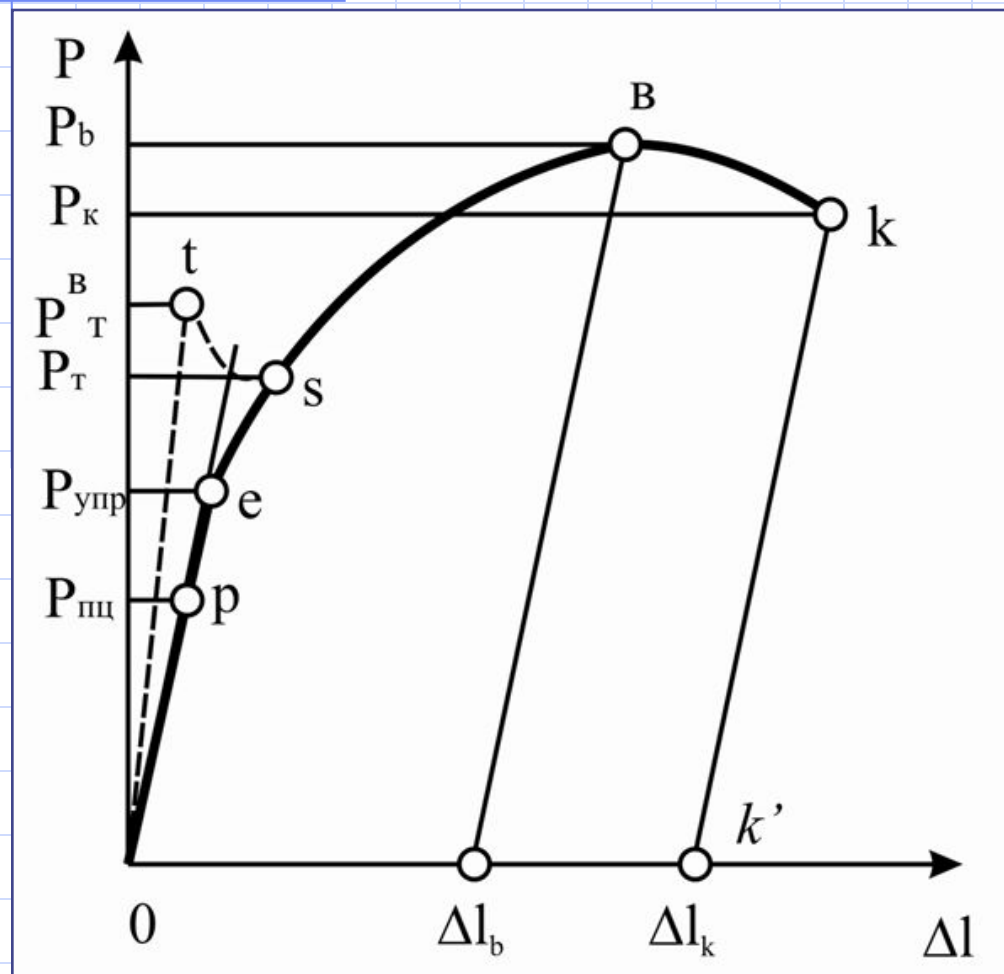
Курс "Механические свойства
металлов"

Типы первичных кривых растяжения



I и II типы характерны и для др. статических испытаний

Характерные точки на диаграмме растяжения III типа, по которым рассчитывают прочностные характеристики

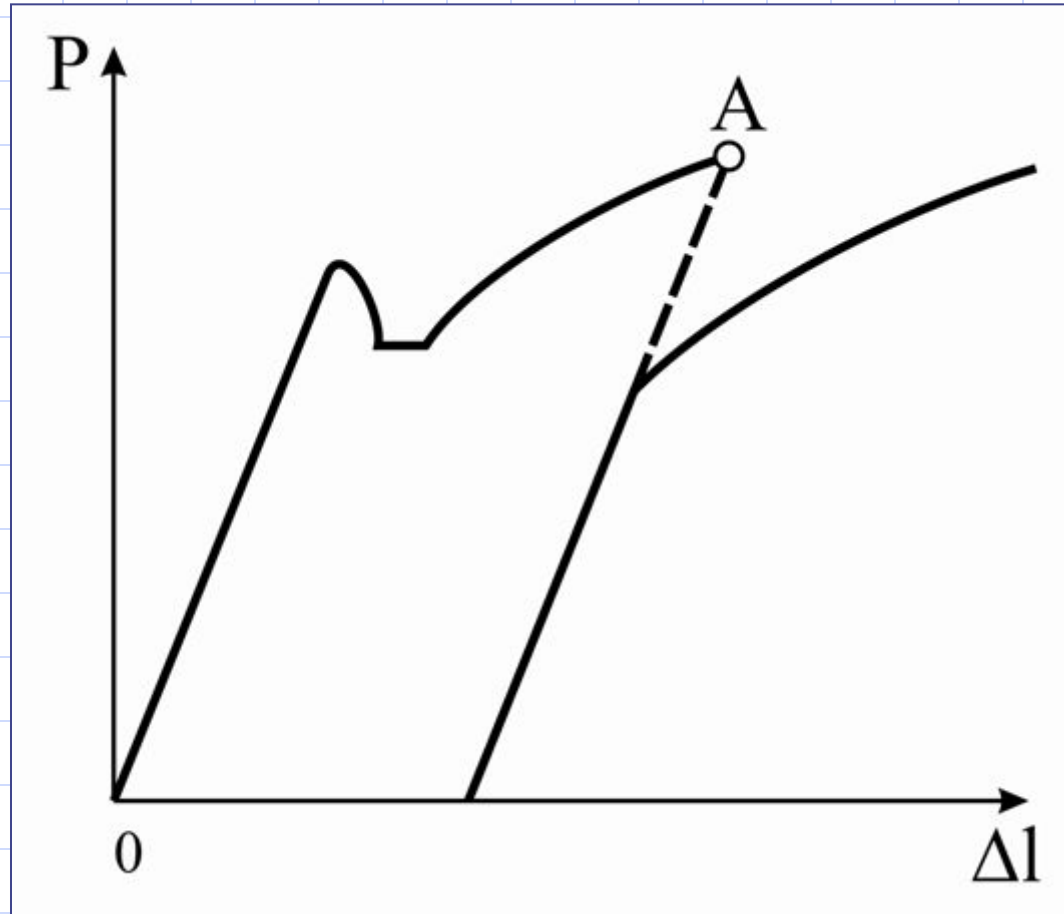


Условные пределы пропорциональности, упругости и текучести – характеристики сопротивления малой пластической деформации. Важнейшая из них – предел текучести. Условный и физический (нижний) пределы текучести

Явление резкой текучести

- Образование зуба и площадки текучести, верхний и нижний пределы текучести
- Теория проявления резкой текучести в ОЦК металлах Коттрелла (деформационное старение – образование атмосфер на дислокациях, препятствующих начала их движения – **следующий слайд**)
- По современным представлениям при образования зуба текучести дислокации в ОЦК металлах не отрываются от атмосфер, а начинают работать другие новые источники (свежих) дислокаций
- Общие условия проявления резкой текучести
 - низкая плотность **подвижных дислокаций («усы», заблокированные частицами дислокации после старения)**
 - возможность быстрого увеличения плотности дислокацийСоблюдение этих условий возможно в сплавах на любой основе

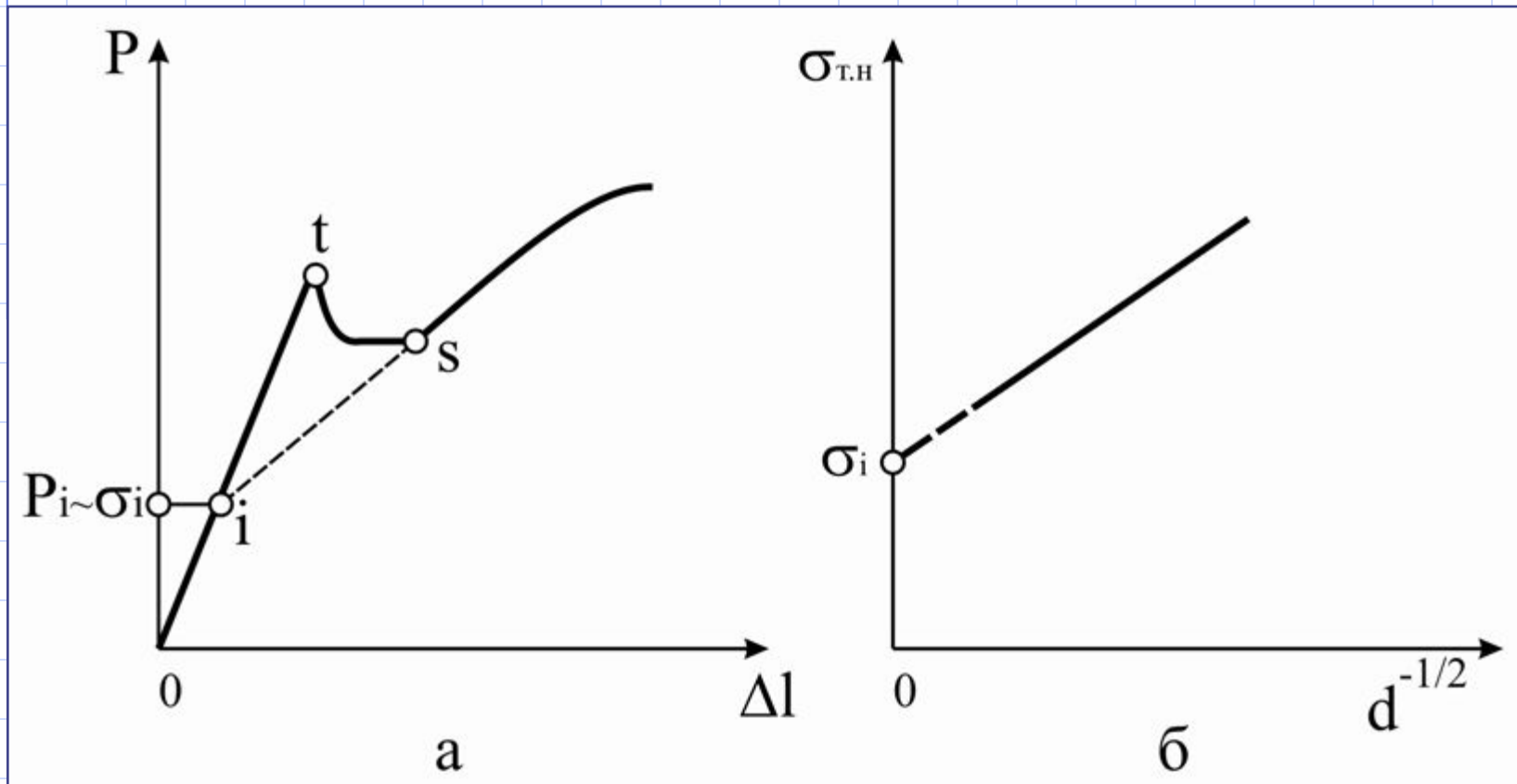
Устранение резкой текучести предварительной пластической деформацией в железе



Уравнение Холла-Петча

- Величина предела текучести (условного и физического) в металлах определяется сопротивлением перемещению дислокаций, размером зерен и легкостью передачи деформации через их границы
- Уравнение Холла-Петча $\sigma_{\text{т.н.}} = \sigma_i + K_y d^{-1/2}$,
где σ_i – сопротивление движению дислокаций внутри зерен (см. след. слайд),
 $K_y = \sigma_d (2l)^{1/2}$ (σ_d – напряжение, необходимое для начала скольжения дислокаций в соседнем зерне, l – расстояние от границы зерна до ближайшего источника дислокаций в соседнем зерне)
- Универсальность уравнения Холла-Петча
 - можно рассчитывать многие прочностные характеристики
 - пригодно для сплавов с разной структурой при наличии сетки высоко- и малоугловых границ

Определение напряжения σ_i по диаграмме растяжения (а) и зависимости $\sigma_{т.н.}$ от размера зерна d (б)



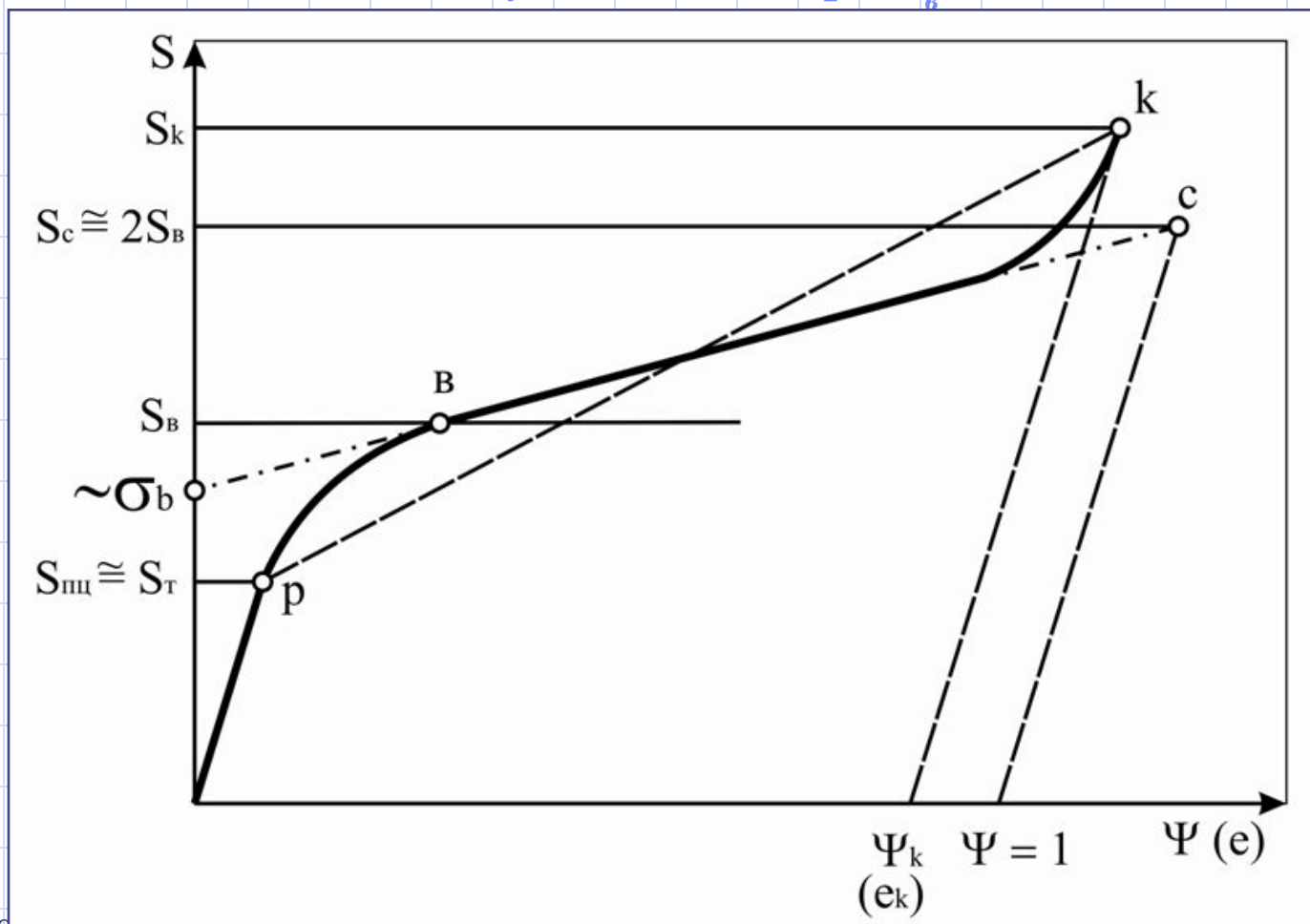
Характеристики предельной прочности, определяемые по диаграммам растяжения III типа

- Условный предел прочности (временное сопротивление) σ_B – характеризует сопротивление максимальной равномерной деформации
- Истинный предел прочности S_B (см. след. слайд)
- Истинное сопротивление разрыву S_K – определяет среднее продольное напряжение в момент разрушения
- Недостатки этих свойств как характеристик сопротивления разрушению

Прочностные характеристики на диаграммах I и II типа (слайд 83)

Диаграмма истинных напряжений при растяжении

Шейка начинает образовываться по достижении удлинения e , соответствующего т. в при S_v

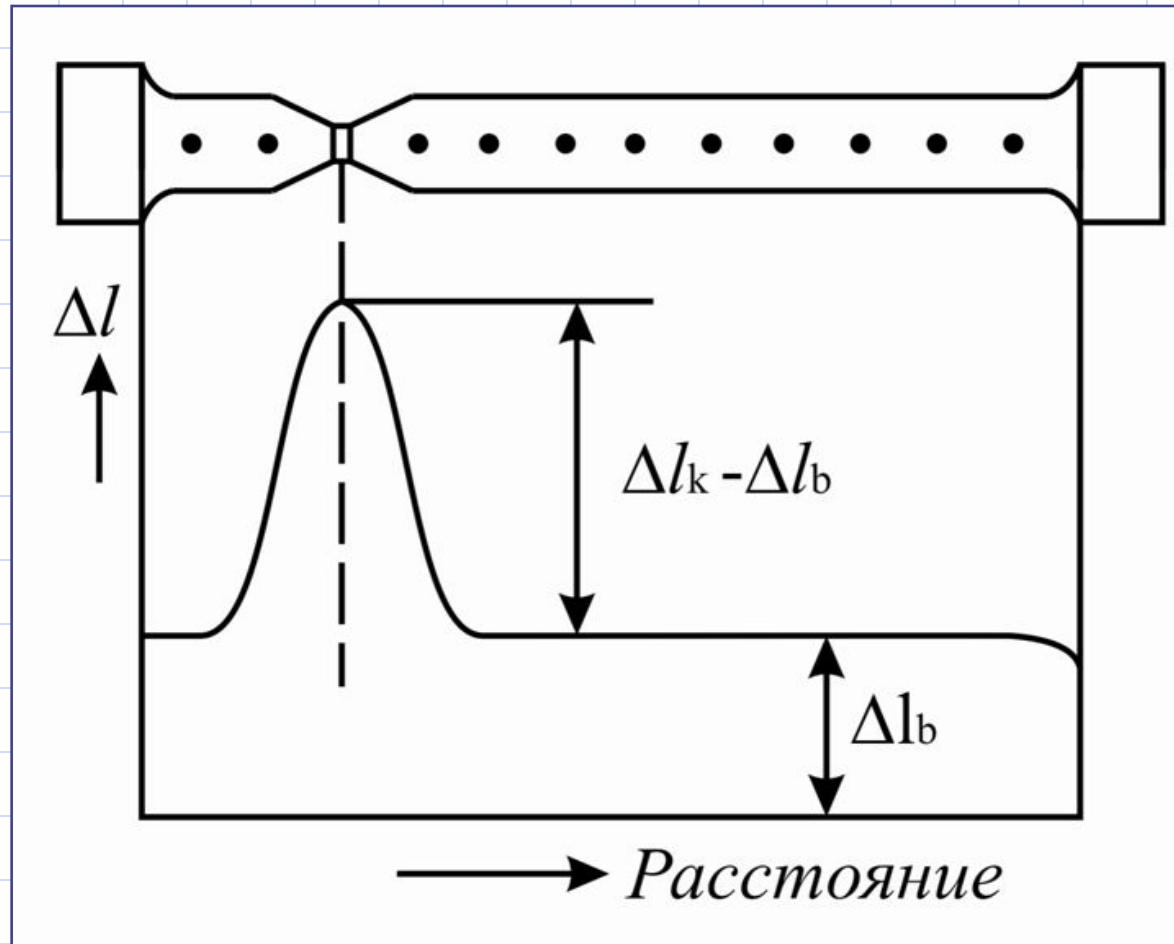


Характеристики пластичности

материалов, разрушающихся с образованием шейки

- Относительное удлинение — можно точно определить по диаграмме растяжения, если она записывается по показаниям тензометров, измеряющих расчетную длину образца (без тензометров фиксируется удлинение всего образца и для расчета δ надо измерять расчетную длину после разрушения),
распределение удлинения по расчетной длине — см. след. файл-
 δ не определяет предельную пластичность материала
- Относительное сужение
- Физический и технический смысл δ и ψ при разной геометрии кривых растяжения
- Характеристики пластичности при др. статических испытаниях разные в разных ИСПЫТАНИЯХ

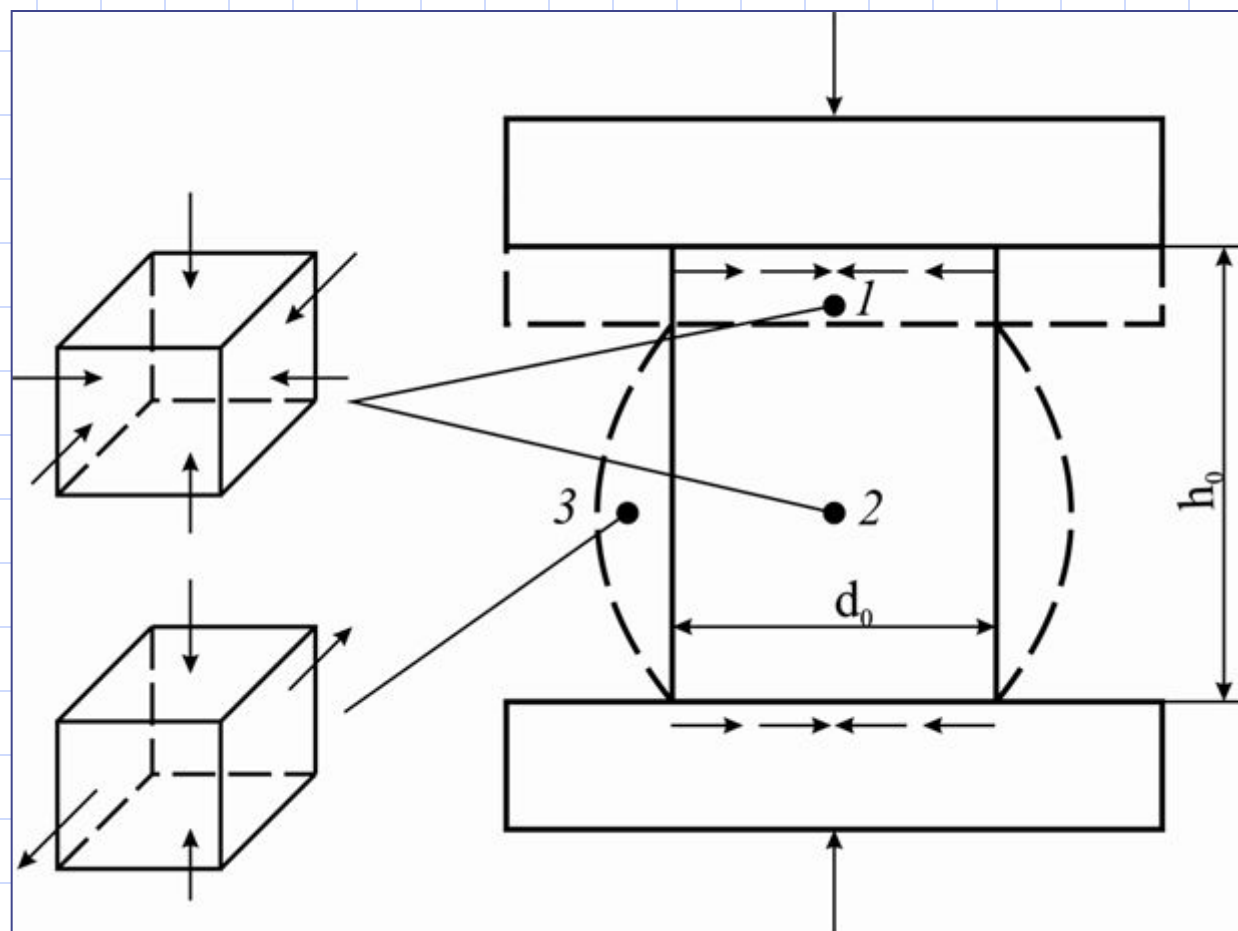
Распределение удлинения по рабочей длине растянутого образца с шейкой



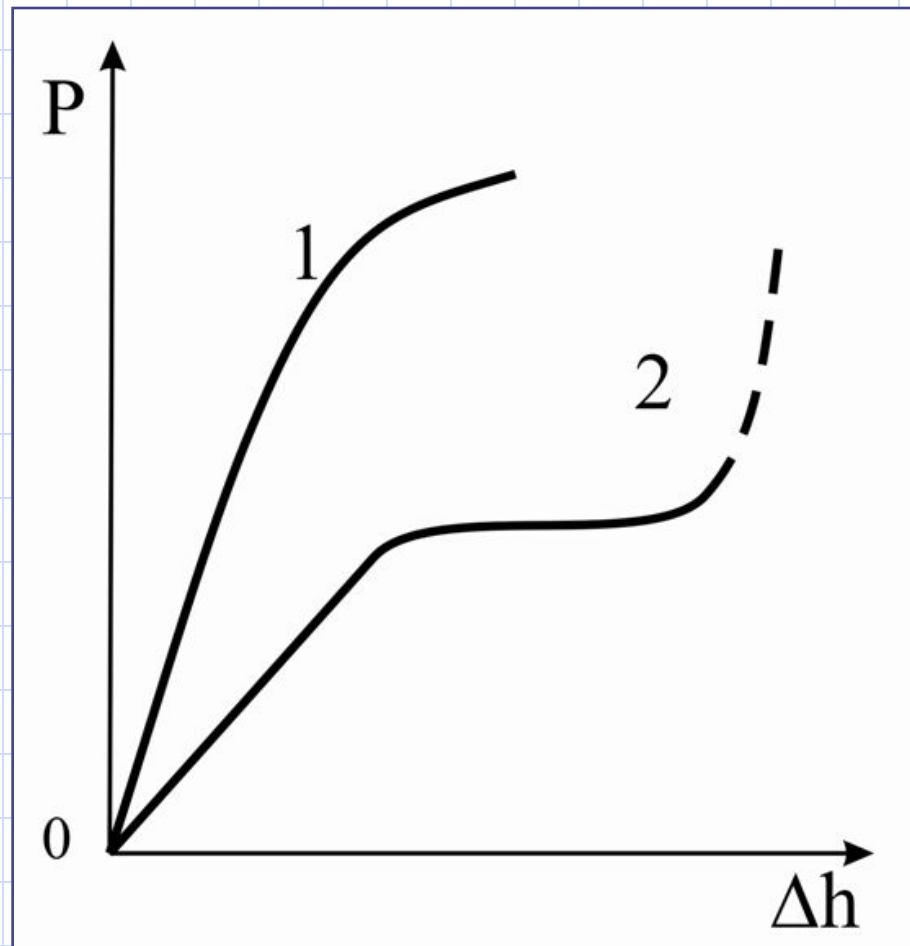
Характеристики вязкости (работа пластической деформации) при растяжении

- Полная работа пластической деформации пропорциональна площади под первичной кривой растяжения : $A = \int P d(\Delta l)$ (интеграл от 0 до Δl_k - см. слайд 84)
- Удельная работа $a = A/V = \int S d\epsilon$ (интеграл от 0 до ϵ_k) – см. слайд 90
- A и a – комплексные характеристики вязкости, определяемые прочностью и пластичностью

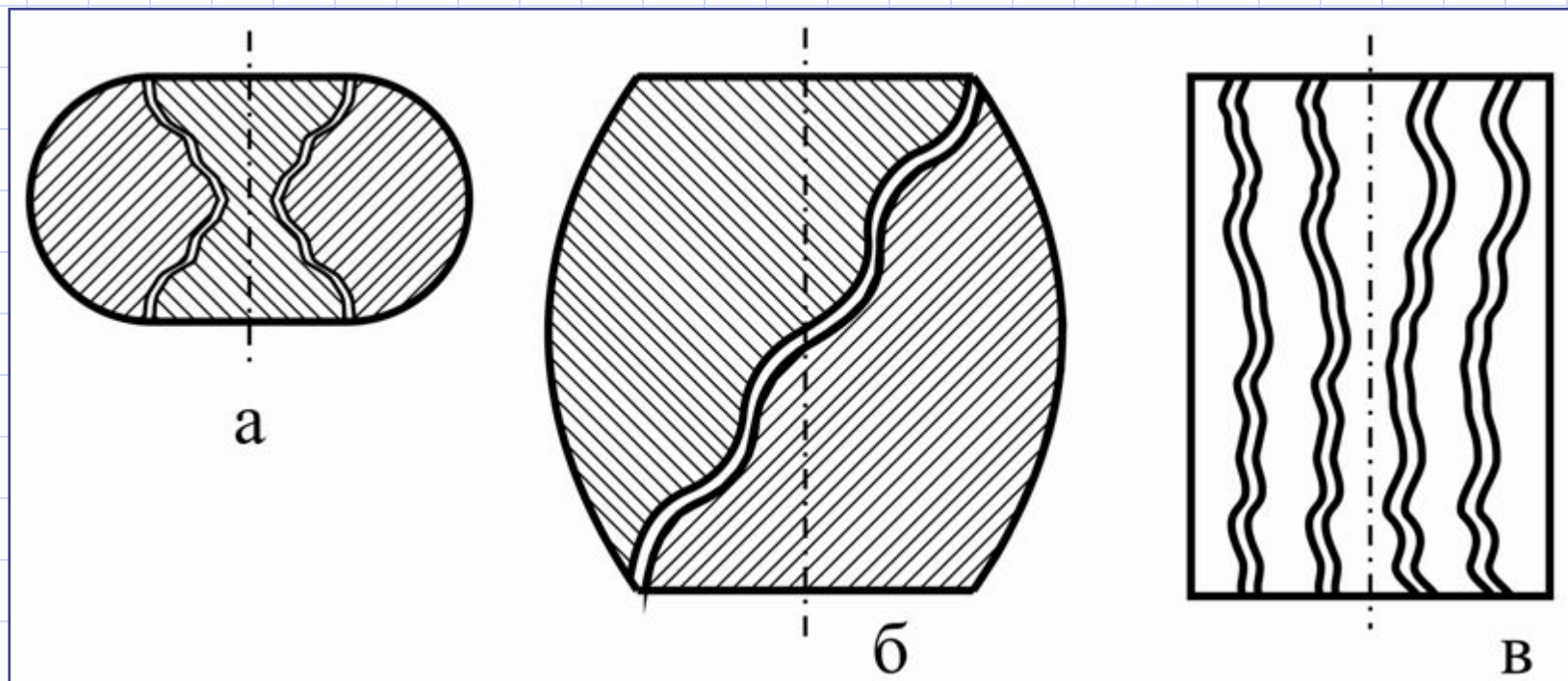
Схема испытания на сжатие



*Диаграммы сжатия материалов,
разрушающихся (1) и не разрушающихся (2)
при испытании*



Схемы разрушения путем среза (а, б) и отрыва (в) при испытаниях на сжатие



Влияние легирования и структуры на свойства гладких образцов

(см.раздел по пластической деформации)

Твердорастворное упрочнение

Механизмы

- увеличение сил трения в растворах замещения и внедрения за счет упругих искажений решетки
- образование примесных атмосфер (Коттрелла и Сузуки) на дислокациях
- изменение дислокационной структуры (особенно из-за снижения ЭДУ)

Критерии выбора добавок

- величина растворимости (при малой растворимости нельзя добиться сильного упрочнения)
- способ растворения (в растворах внедрения упрочнение больше, но пластичность ниже)
- разница (в растворах замещения)
 - в атомных размерах
 - в упругих константах
 - в валентности добавки и основы

Закономерности влияния состава

- на предел текучести (слайд 98)
- на предел прочности и характеристики пластичности, взаимосвязь между ними (δ снижается или растет, $\sigma_{\text{в}}$ меняется по кривой с максимумом)

Влияние структуры твердого раствора

- размер зерна, дислокационная структура

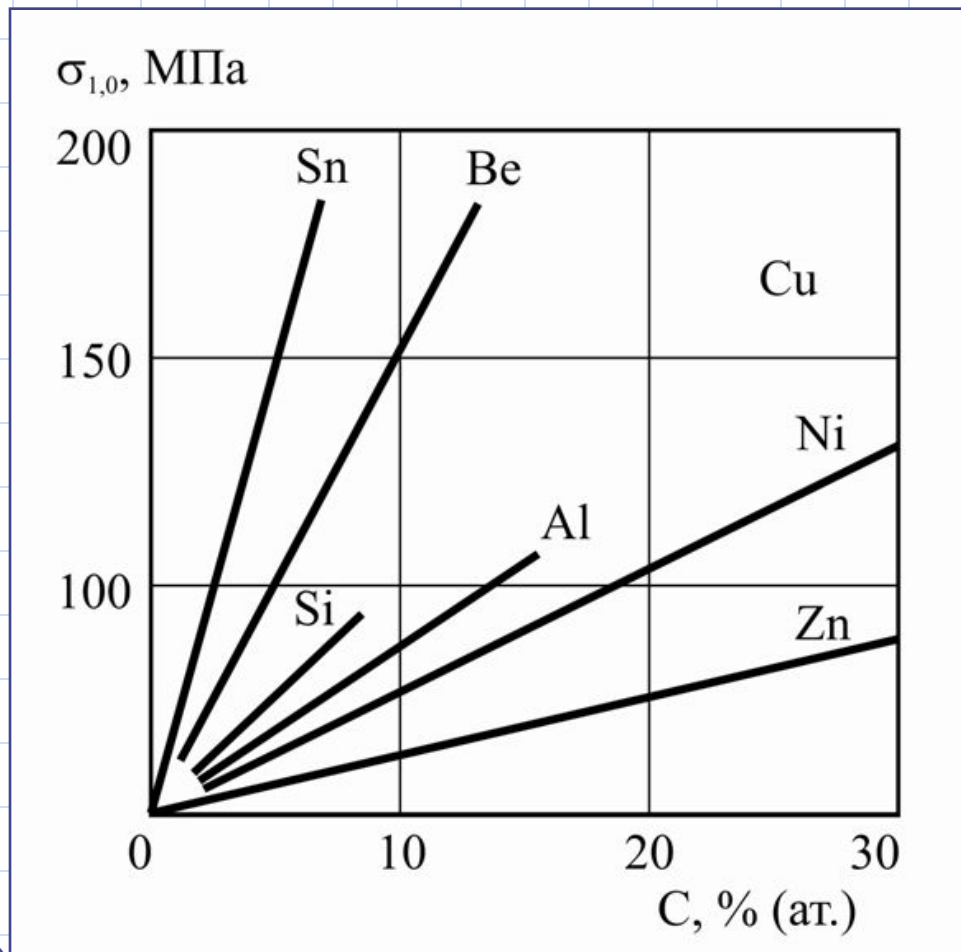
Влияние температуры испытания на свойства сплавов – твердых растворов

- температура солидуса – гомологическая температура

Курс "Механические свойства

Зависимость условного предела текучести $\sigma_{1,0}$ от концентрации легирующих элементов в твердом растворе на основе меди

Разница в наклоне прямых из-за параметров несоответствия $\theta_a = (da/dC)/a$;
 $\theta_G = dG/dC)/G$



В твердых растворах внедрения предел текучести пропорционален $\sqrt{C}$

Д

Аддитивность влияния растворимых добавок в многокомпонентных твердых растворах замещения

Д

Влияние частиц избыточных фаз

- Механизмы упрочнения, их действие при разных температурах (частицы тормозят дислокации, повышая прочность, но часто снижают пластичность)
- Дисперсные и крупные частицы (дисперсные – с размером <1 мкм всегда упрочняют, крупные влияют неоднозначно, в зависимости от собственных свойств)
- Дисперсионное (при старении, внутреннем окислении) и дисперсное (в порошковых материалах) упрочнение
- Влияние частиц на предел текучести (дисперсные всегда упрочняют, а крупные – в зависимости от собственной прочности)
- Влияние частиц на предел прочности и характеристики пластичности
 - при однородном распределении в матрице (благоприятно для свойств)
 - при неоднородном распределении (неблагоприятно для свойств, особенно когда располагаются на границах зерен)
 - при разной форме частиц (равноосные упрочняют и мало снижают пластичность, иглы и пластины снижают свойства)
 - при образовании «строчек» в результате ОМД (анизотропия свойств)

Механические свойства образцов с концентраторами напряжений

Схемы диаграмм растяжения образцов с разным радиусом надреза r_k

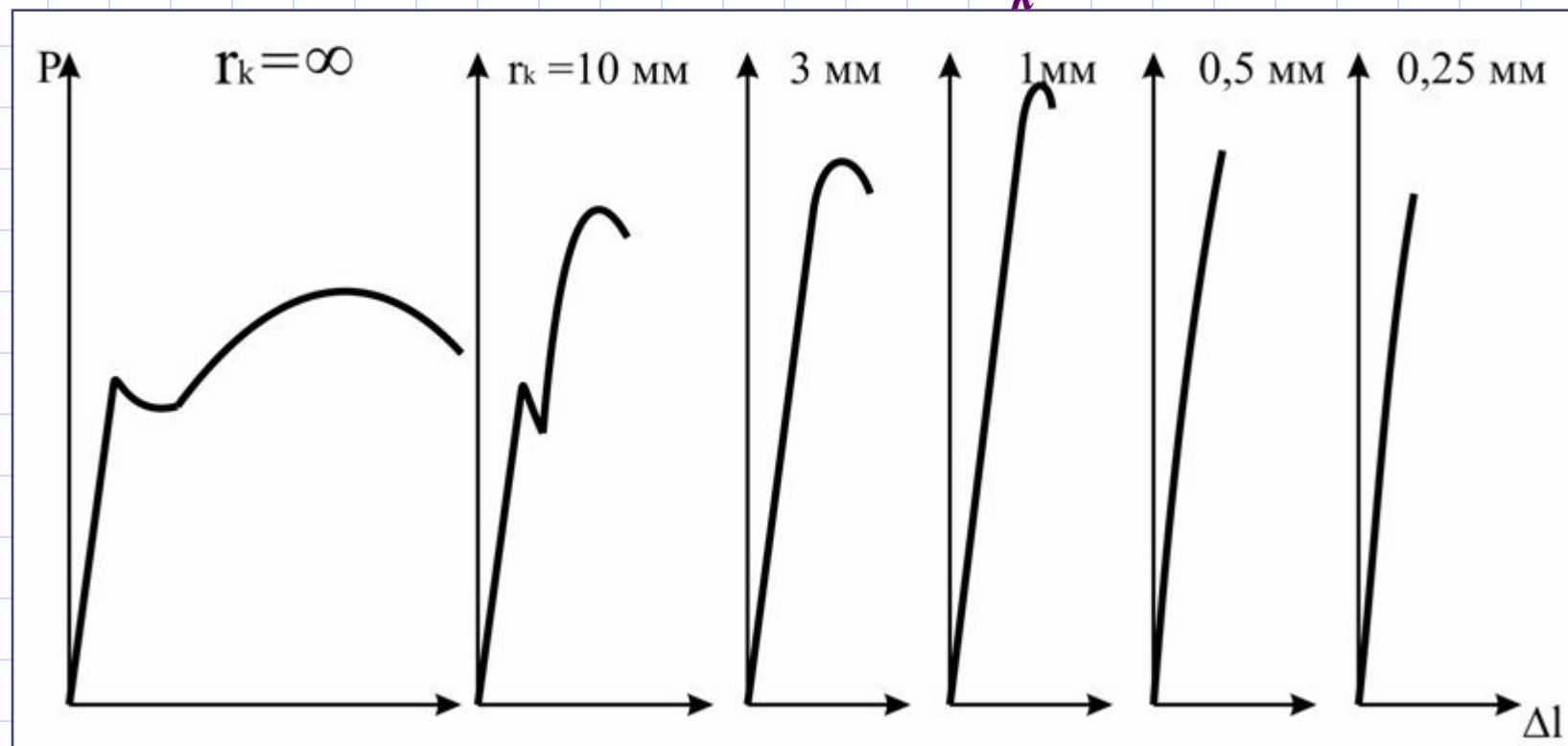
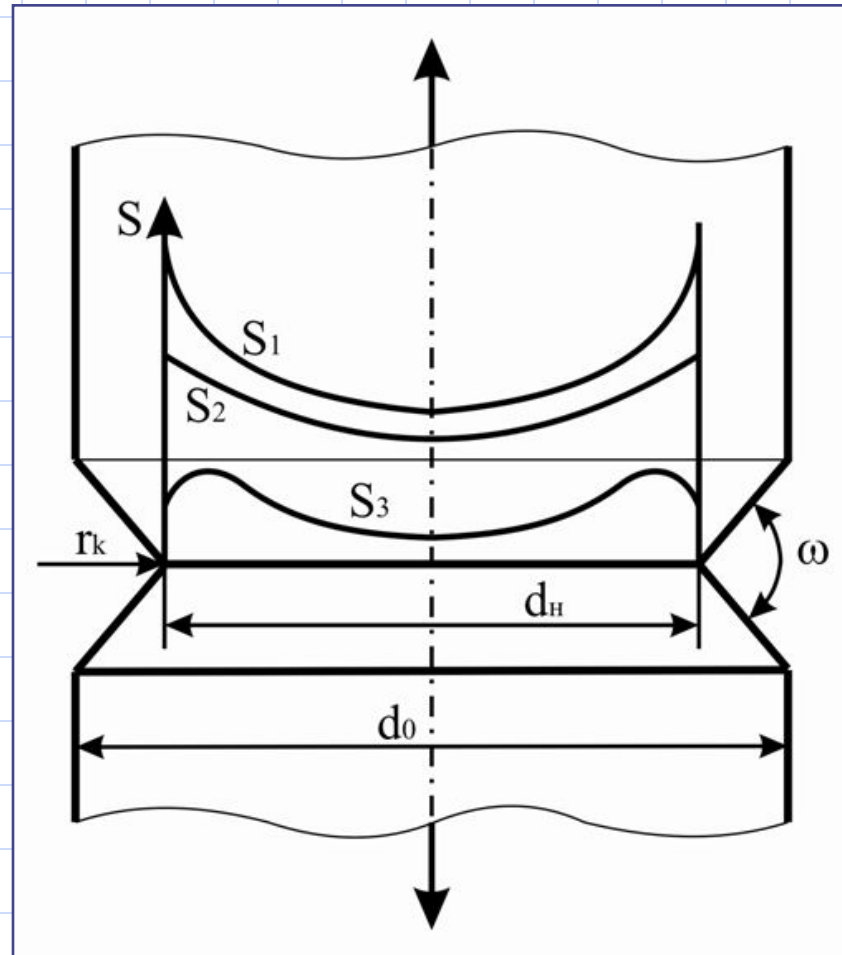


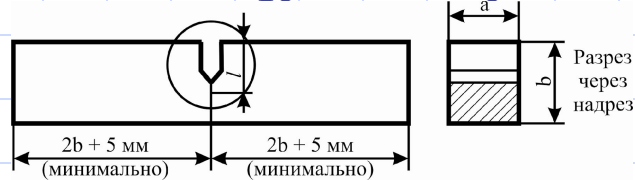
Схема распределения нормальных напряжений в сечении надреза растягиваемого образца



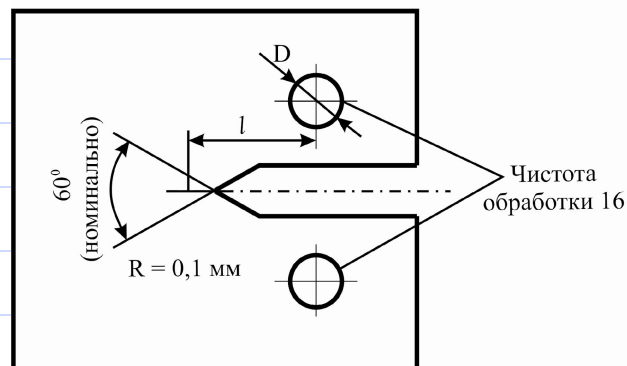
Вязкость разрушения

Образцы для испытаний

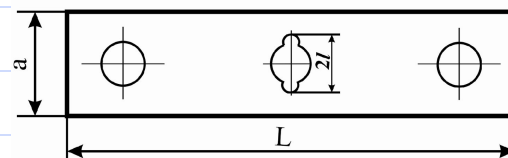
а, б - K_{Ic} , в - K_{cI}



а



б



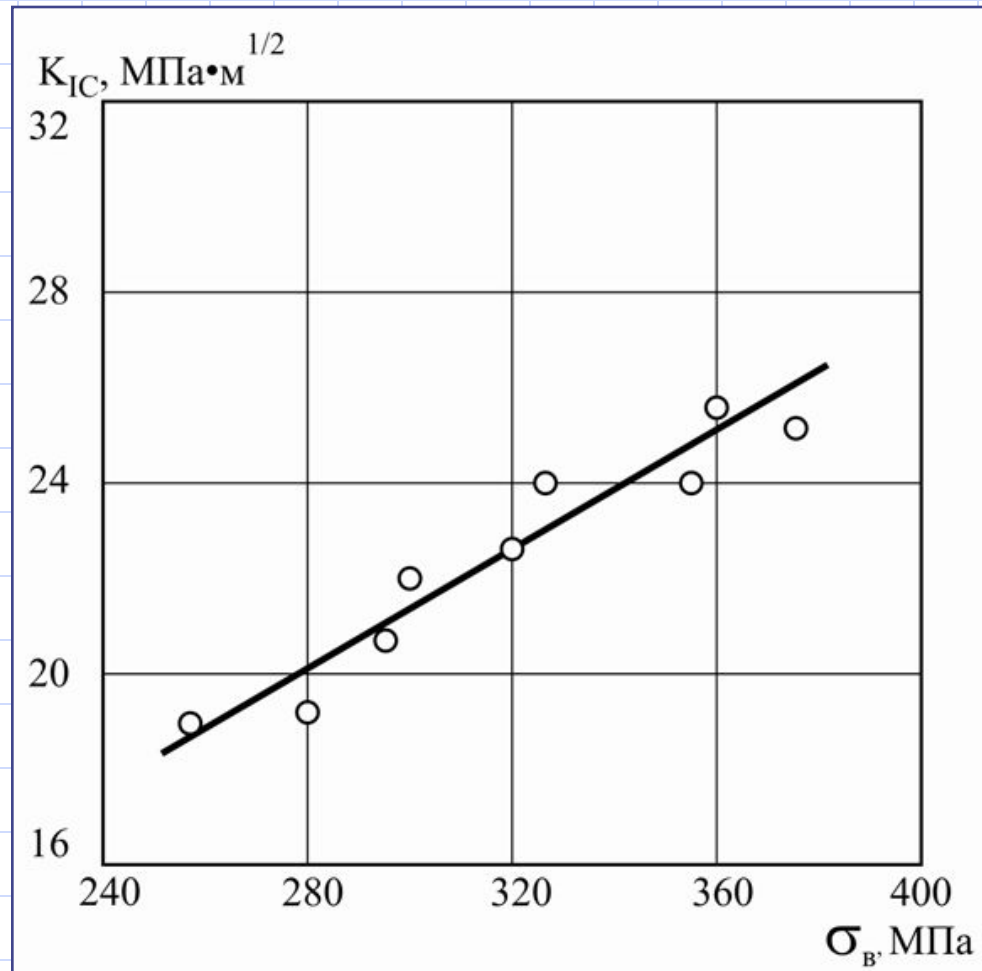
в

Влияние состава и структуры на вязкость разрушения

$$K_{Ic}(K_c) = S(\pi \sigma_{кр})^{1/2}$$

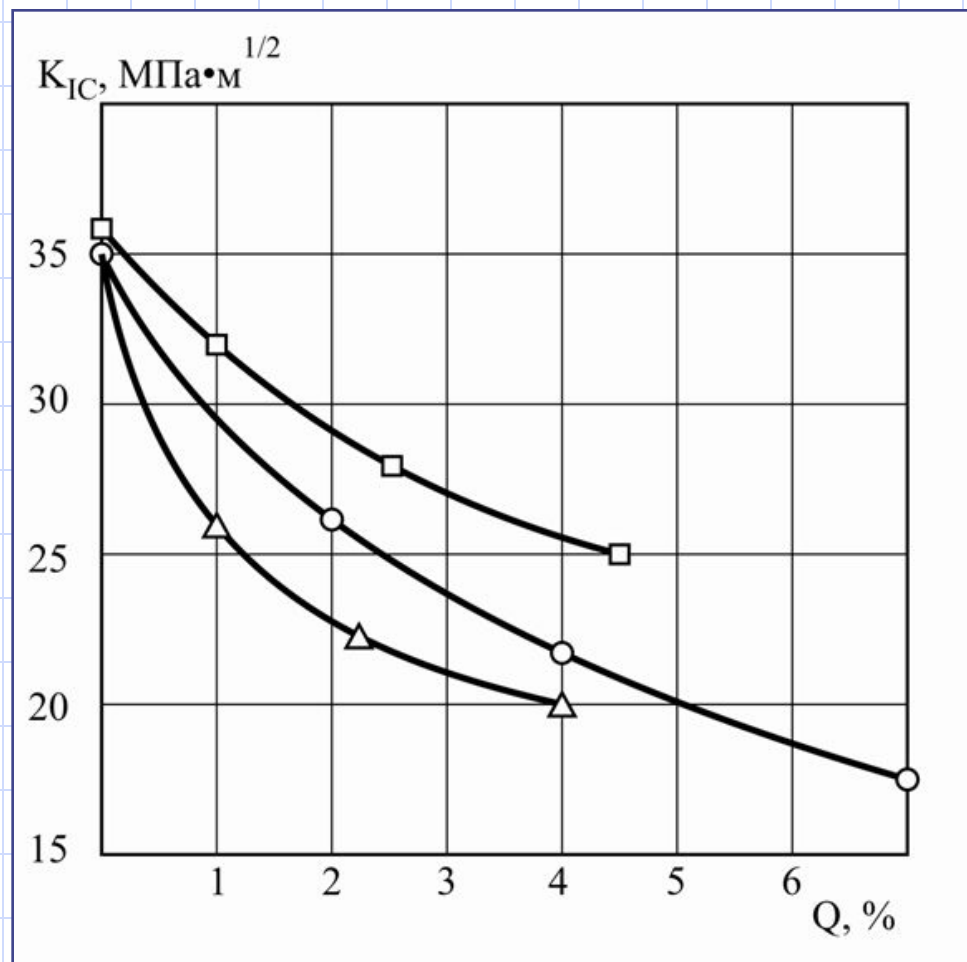
- Корреляция вязкости разрушения с механическими свойствами гладких образцов (во многих случаях отсутствует)
- Частные закономерности для материалов с матричной структурой (например, чем больше предел текучести, тем ниже вязкость разрушения) и гетерофазных сплавов (см след. слайд)
- Влияние добавок, растворимых по способу замещения (не сильно влияют) и внедрения (сильно снижают)
- Влияние размера зерна (обычно чем меньше зерно, тем выше K_{Ic}) и дислокационной структуры твердого раствора (увеличение плотности дислокаций чаще снижают K_{Ic} , полигонизованная структура наиболее благоприятна)
- Влияние частиц избыточных фаз
 - крупных (сильно отрицательно влияют на K_{Ic})
 - мелких (влияют меньше, чем крупные, после старения снижают, а после отпуска повышают K_{Ic})
 - с разной формой (неравноосная форма крупных частиц резко снижает K_{Ic})

Зависимость вязкости разрушения от предела прочности литейных алюминиевых сплавов с большим количеством избыточных фаз



Зависимость вязкости разрушения сплава $Al - 7\% Mg - 3\% Zn$ от объемной доли избыточных фаз с разной морфологией

$\Delta - FeAl_3$, $\circ - \theta (Al, Cu, Mg)$; $\square - Mg_2Si$



Раздел 6. Свойства при динамических испытаниях

- **Скорости деформирования при динамических испытаниях – 3-5 м/сек. Задачи динамических испытаний: оценка способности материала переносить ударные нагрузки и определение максимальной $T_{хр}$ (максимальна она из-за жесткой схемы испытаний – образцы с надрезом и большая скорость)**
- **Особенности пластической деформации и разрушения при динамическом нагружении:**
 - уменьшение времени деформации – затруднение неконсервативного скольжения дислокаций (переползания и поперечного скольжения)
 - увеличение скорости скольжения дислокаций – увеличение силы трения решетки – повышение уровня напряжений течения, начиная с $t_{кр}$, что способствует развитию двойникования (даже в ГЦК решетке)
 - повышенный уровень напряжений - увеличение числа действующих дислокационных источников и систем скольжения, в результате подавляется стадия легкого скольжения, увеличивается плотность дислокаций и концентрация точечных дефектов, растет коэффициент деформационного упрочнения
 - в результате - повышение прочностных свойств, снижение пластичности, усиление склонности к хрупкому разрушению (часто, но не всегда – у очень пластичных материалов этого нет)

Ударная вязкость

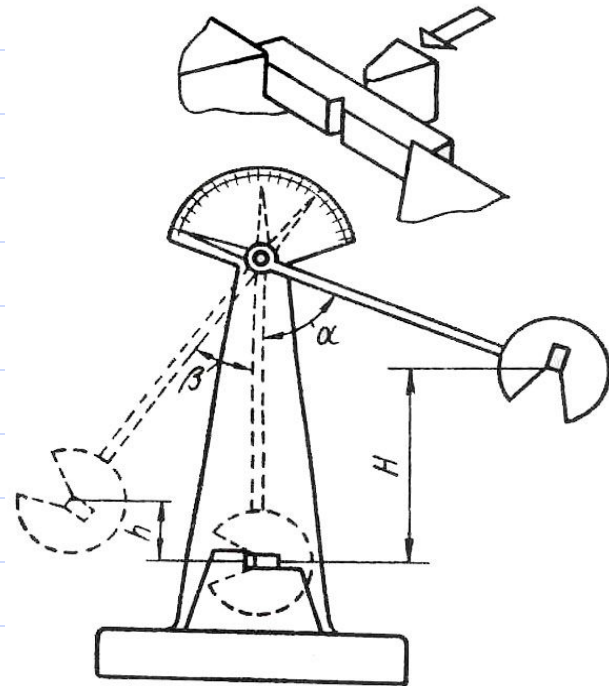
Полная работа деформации и разрушения

$$K = P (H - h) = \\ = PL(\cos\beta - \cos\alpha)$$

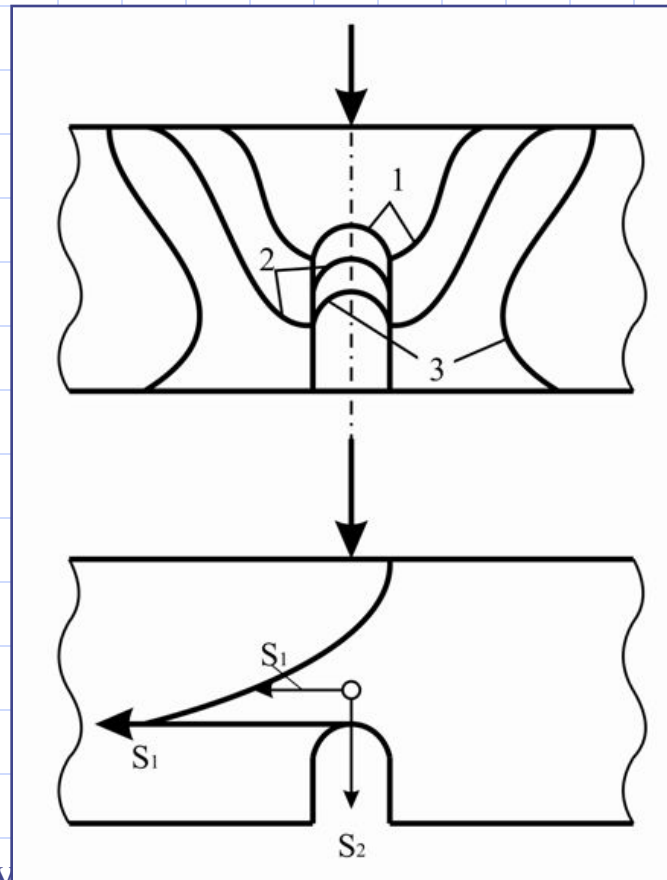
$KC = K/F_n$ – ударная
вязкость [Дж/см²
или кгс·м/см²]

$$1 \text{ Дж} = 0,1 \text{ кгс.м}$$

KCU, KCV, KCT – при
разной геометрии надреза
 $KCU > KCV > KCT$



Области (1, 2, 3) распространения пластической деформации при разной глубине надреза и схема распределения нормальных напряжений в сечении надреза при ударном изгибе



Чем глубже и острее надрез, тем меньше зона пластич. деформации, больше

S_1 , S_2 и S_3 и меньше КС

06/19/2022

Курс "Механика металлов и сплавов"

S_1 , S_2 и S_3 перпендикулярно чертежу

101

Определение составляющих работы деформации и разрушения при ударном изгибе

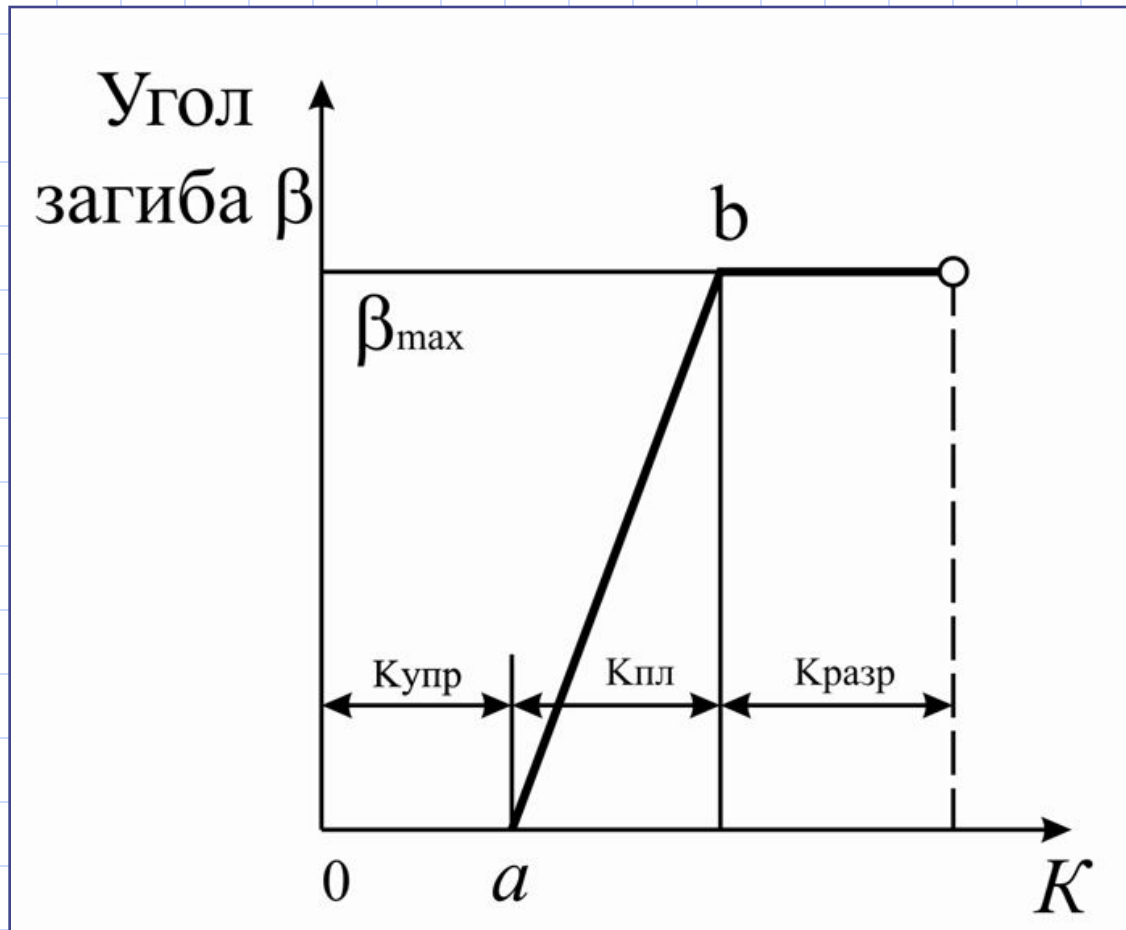
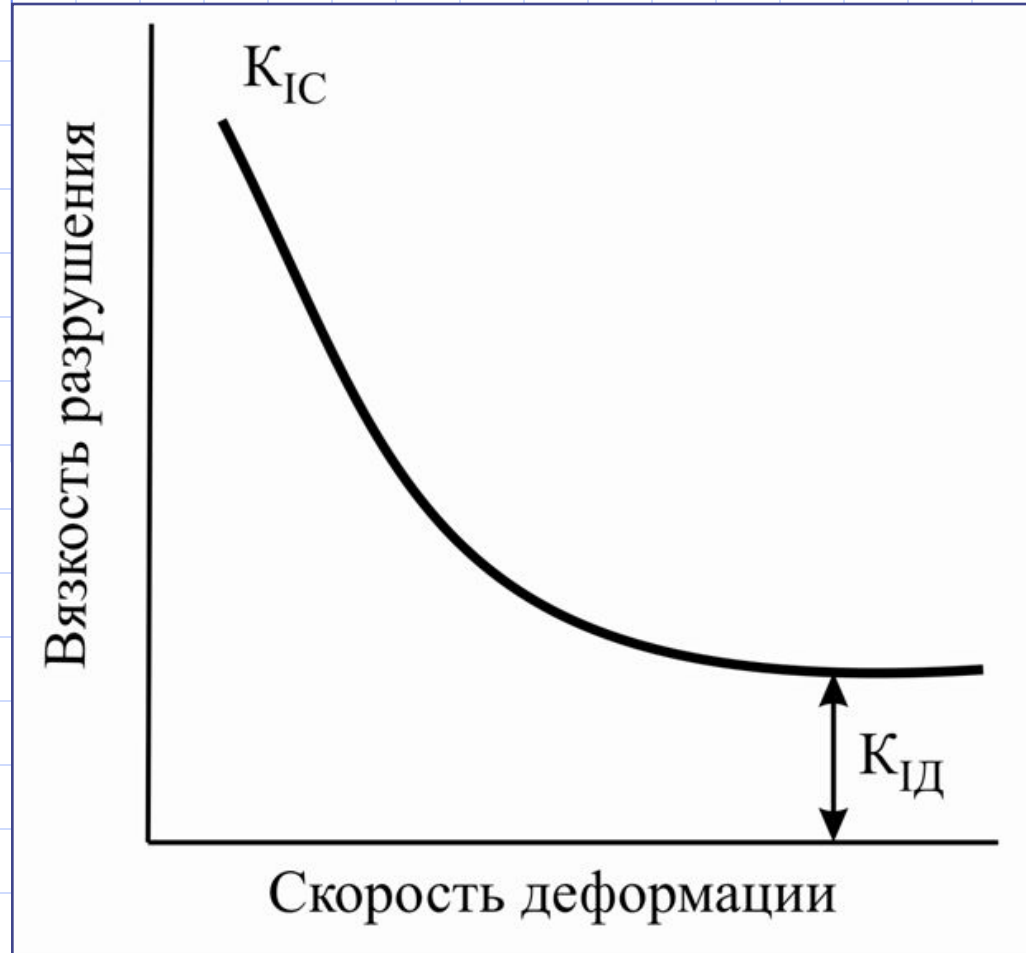


Схема зависимости K_{Ic} от скорости деформации



$K_{Id} = (P_{max} L) / (B H^{1/2}) Y$,
где B и H – ширина и
высота сечения образца,
 L – расстояние между
опорами образца,
 Y – коэф., зависящий от
 h/H (h – длина надреза
и трещины)

Оценка температуры хрупко-вязкого перехода при динамических испытаниях

- Температурные зависимости ударной вязкости
- Температурный запас вязкости
 $\theta = (T_{\text{раб}} - T_{\text{хр}}) / T_{\text{раб}}$ —
чем больше θ , тем меньше опасность хрупкого разрушения
- Учет составляющих полной работы деформации и разрушения при определении $T_{\text{хр}}$

Влияние легирования и структуры на ударную вязкость и динамическую вязкость разрушения

Закономерности этого влияния аналогичны влиянию на K_{Ic} и определяются в основном пластичностью материала, количеством, морфологией и распределением крупных, а также мелких частиц избыточных фаз

Раздел 7. ТВЕРДОСТЬ

- Физический смысл твердости
- Пластическая деформация под индентором
- Корреляция твердости с прочностными характеристиками ($\sigma_B = kHB$)
- Твердость по Бринеллю, Викерсу и Роквеллу, микротвердость

Раздел 8. ЖАРОПРОЧНОСТЬ – **способность материала противостоять деформации и** **разрушению под длительным действием постоянной нагрузки** **при повышенных температурах**

- **Явление ползучести (непрерывная деформация под действием постоянного напряжения – идет при любых температурах и напряжениях во всех твердых телах)**
- **Разновидности ползучести**
- **Механизмы деформации при ползучести разных видов**
- **Определение предела ползучести**
- **Разрушение в результате ползучести**
- **Определение предела длительной прочности**
- **Влияние легирования и структуры на жаропрочность**

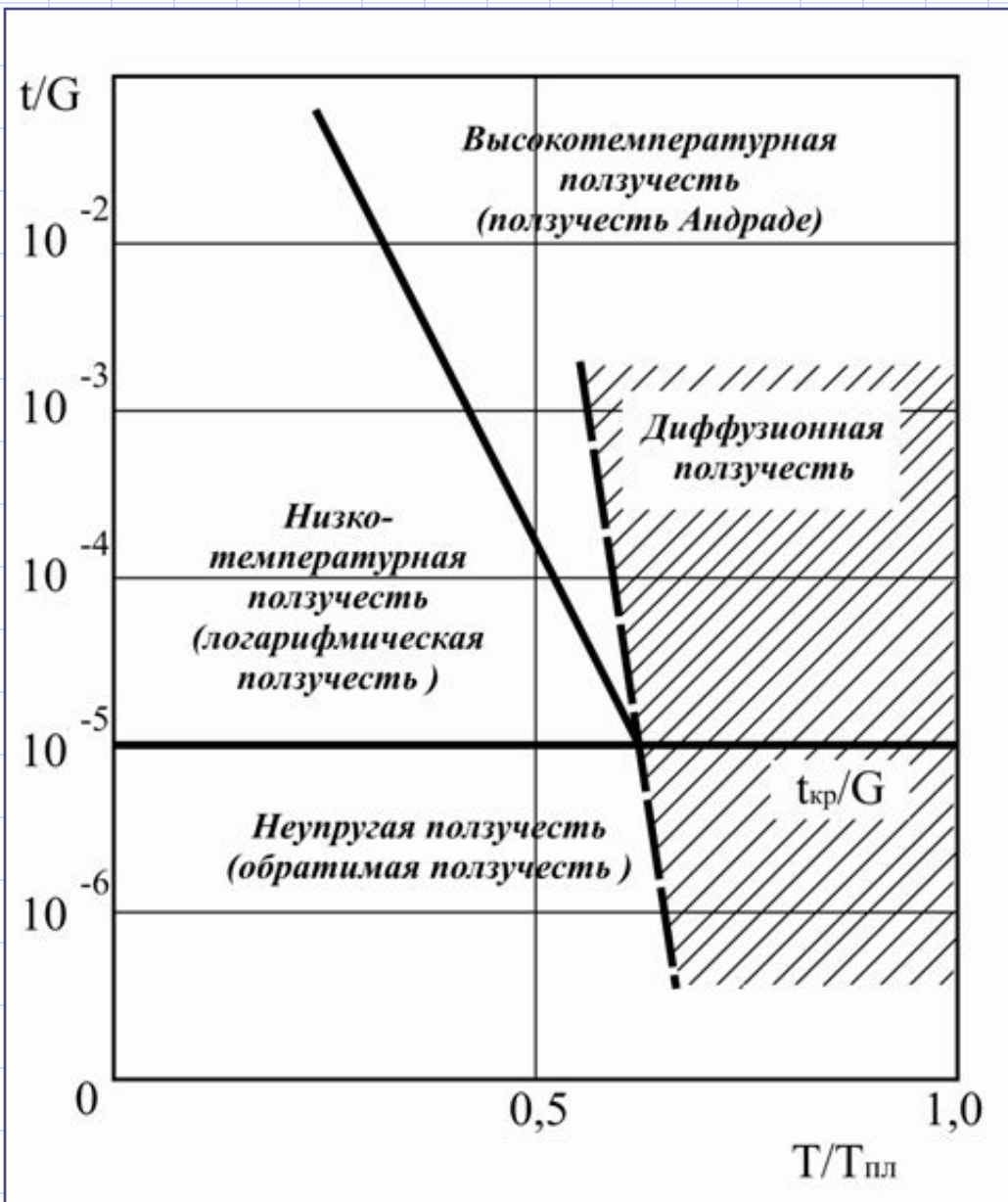
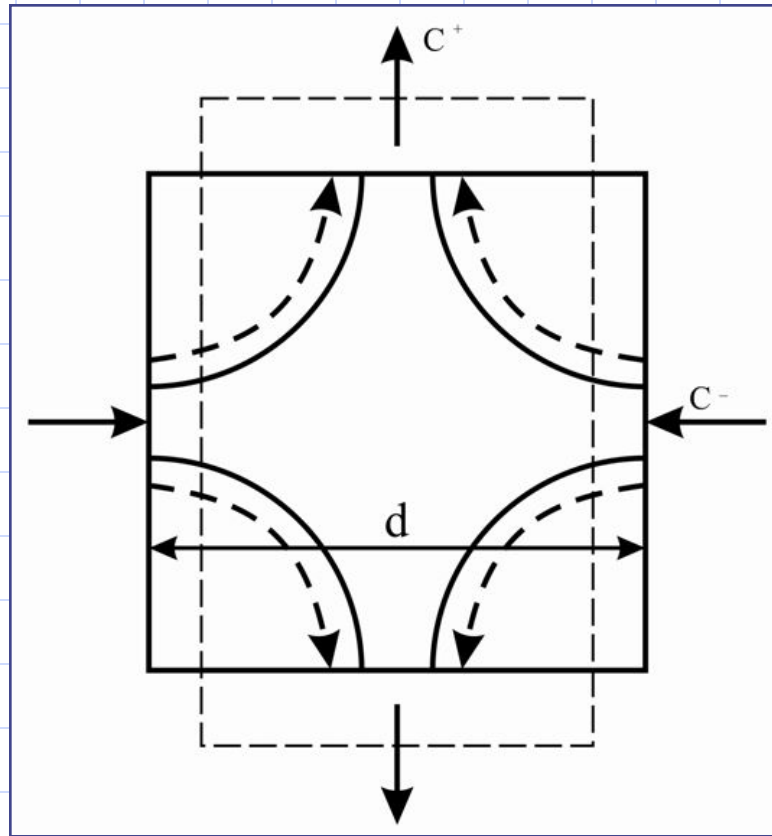


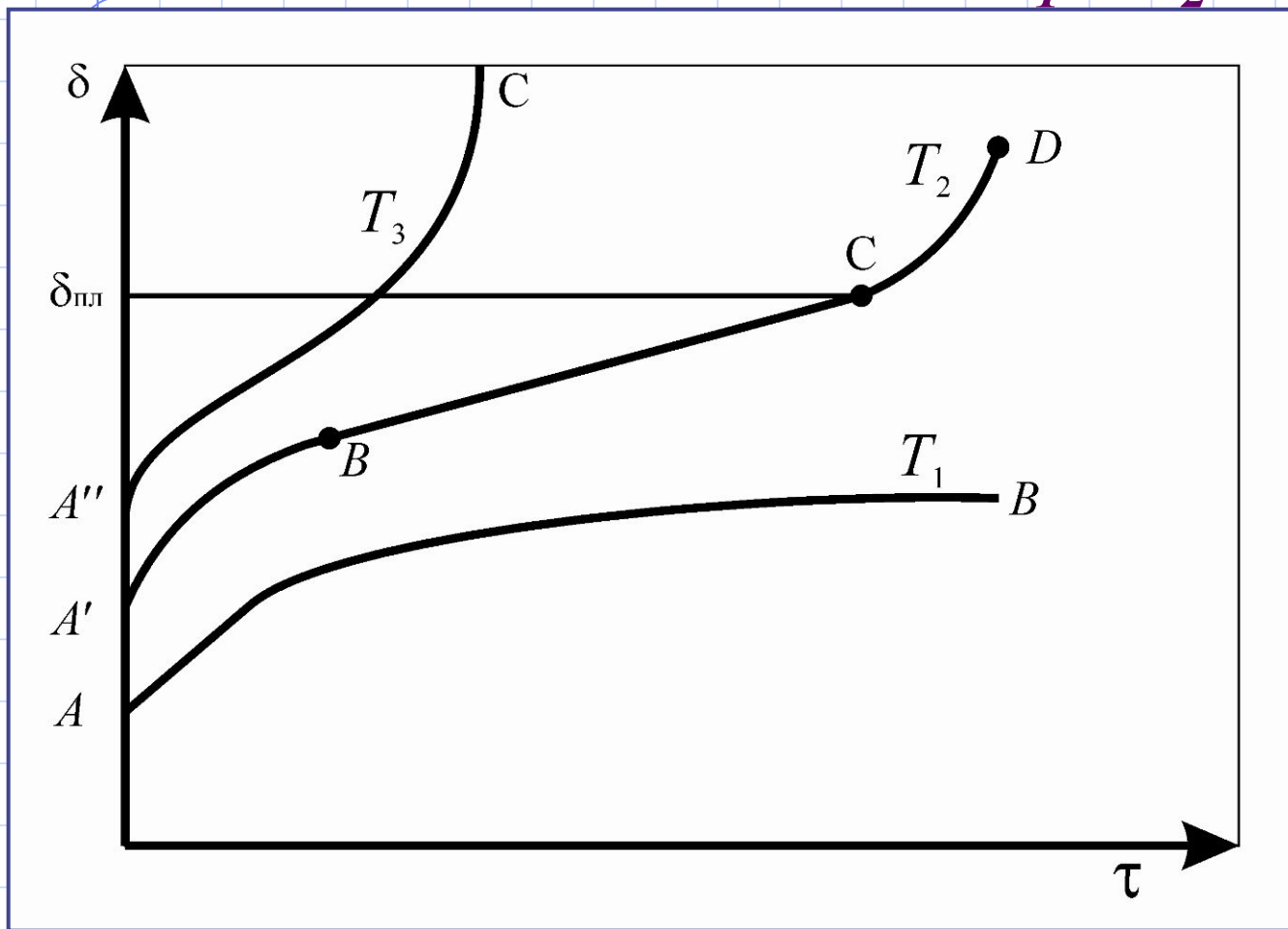
Диаграмма основных видов ползучести

Направления движения вакансий и атомов (пунктир) при диффузионной ползучести

На горизонтальных границах энергия образования вакансий понижена, а на вертикальных – повышена. Поэтому вакансии направленно перемещаются от горизонтальных к вертикальным границам, образуя поток атомов в обратном направлении (пунктир)



Кривые ползучести при разных температурах ($T_1 < T_2 < T_3$)



При T_1 – логарифмическая ползучесть.
 При T_2 и T_3 – высокотемпературная ползучесть.

Скорость ползучести
 $\dot{\epsilon} = d\delta/dt$ (t-время)

Закономерности дислокационных видов ползучести (по феноменологическим теориям)

Логарифмическая ползучесть (кривая В на предыдущем слайде):

$\delta = \alpha \cdot \ln(1 + \alpha t) + b$ ($V_n = d\delta/dt$ все время снижается - модель «истощения» дислокаций в отсутствии возврата в предположении, что каждая дислокация продвигается один раз), ползучесть всегда неустановившаяся

Скорость неустановившейся ползучести:

$v_n = A t^{-n}$, при логарифм. ползучести $n=1$,
при высокотемпературной – $n=2/3$ (участок А'В на кривой А'Д) - $\delta = \beta t^{1/3}$

Скорость установившейся высокотемпературной ползучести при постоянном напряжении (контролируется скоростью диффузии):

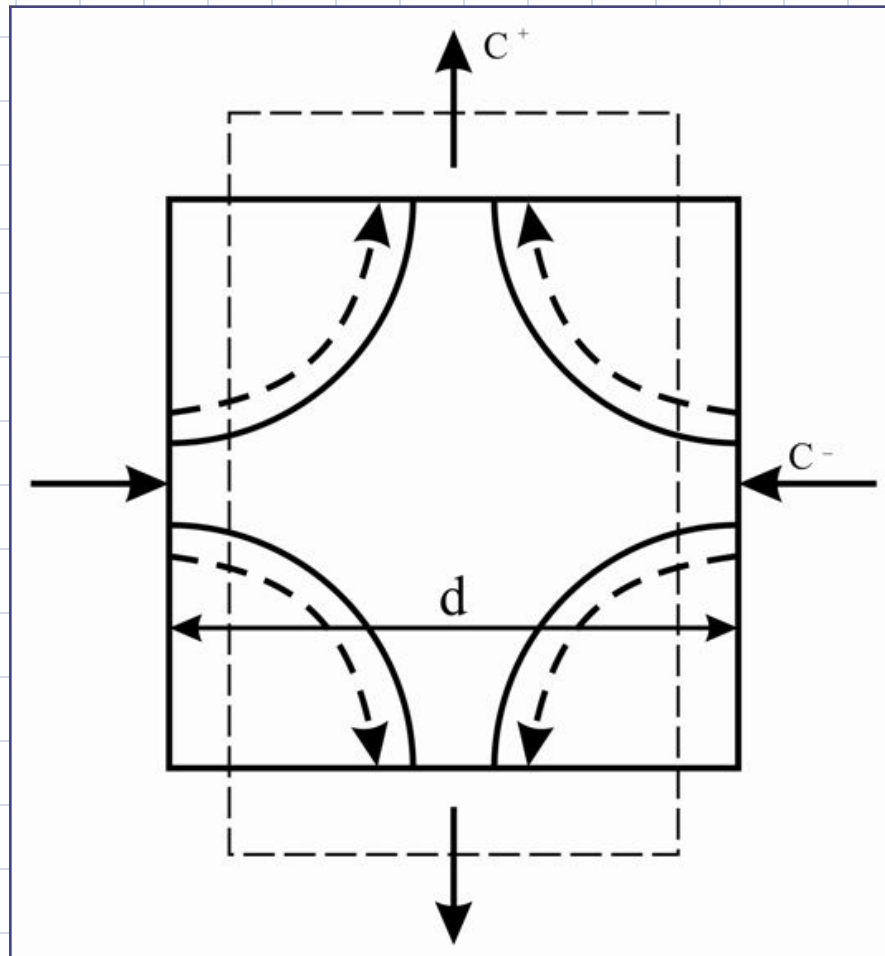
$v_{n \text{ уст.}} = K_0 \exp(-Q/kT)$, где Q близка к энергии активации диффузии

Влияние напряжения на $v_{n \text{ уст.}}$:

$v_{n \text{ уст.}} = A S^n$

Направления движения вакансий и атомов (пунктир) при диффузионной ползучести

при объемной диффузии $v = D'Sb^3/d^2 kT$ (Набарро-Херринг)
при диффузии по границам $v = B'(Sb^3/kT)(wD^-/d^3)$ (Кобл),
где b^3 -объем одного атома, w - ширина границы зерна, B' -
коэффициент, зависящий от формы зерна

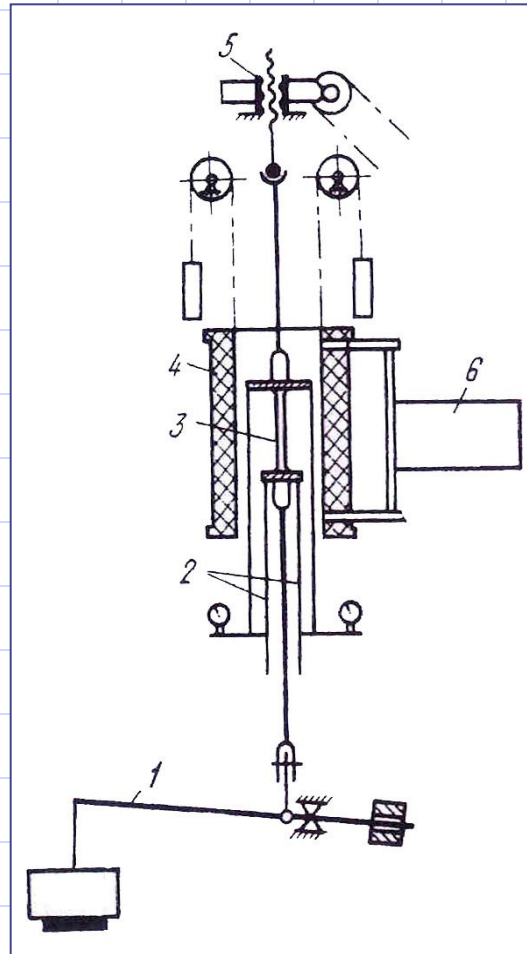


Особенности пластической деформации при высокотемпературной ползучести

- **Интенсивное развитие межзеренной деформации при дислокационной и диффузионной ползучести** (проявление, вклад в общую деформацию и механизмы)
- **Увеличение числа систем консервативного скольжения дислокаций** (в ГЦК, помимо систем $\{111\}\langle 110 \rangle$, действуют системы $\{100\}\langle 110 \rangle$ и $\{211\}\langle 110 \rangle$, в ГП – небазисное скольжение, в ОЦК – все возможные плоскости)
- **Развитие полигонизации** (формирование полигонизованной структуры, часто слабо зависящей от исходной)

Испытания на ползучесть

Схема
испытательной
машины

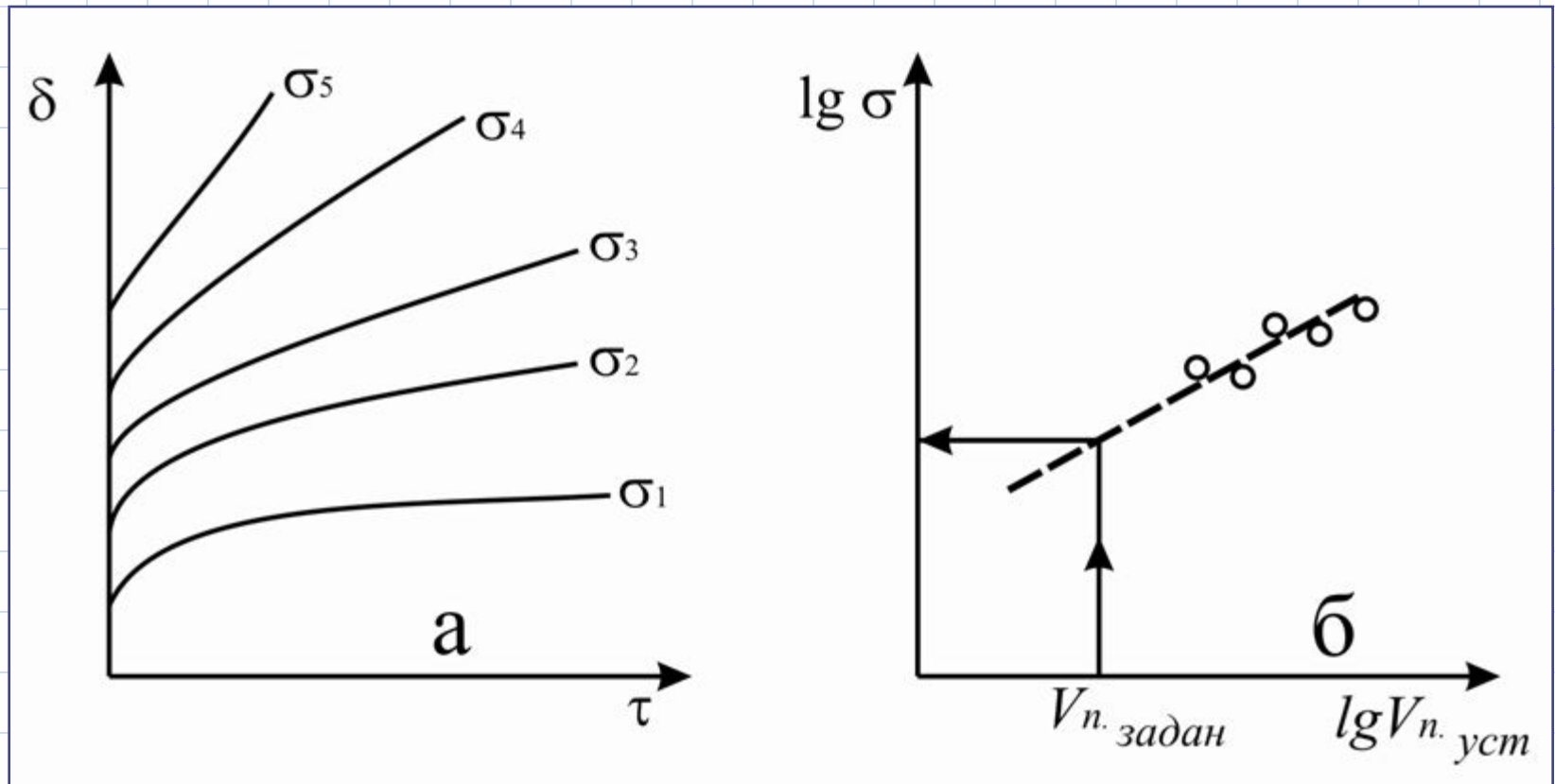


Предел ползучести –
напряжение, при котором
скорость (обычно
установив-
шаяся) или деформация
ползучести за определен-
ное время достигают
заданной величины

Схема определения предела ползучести:

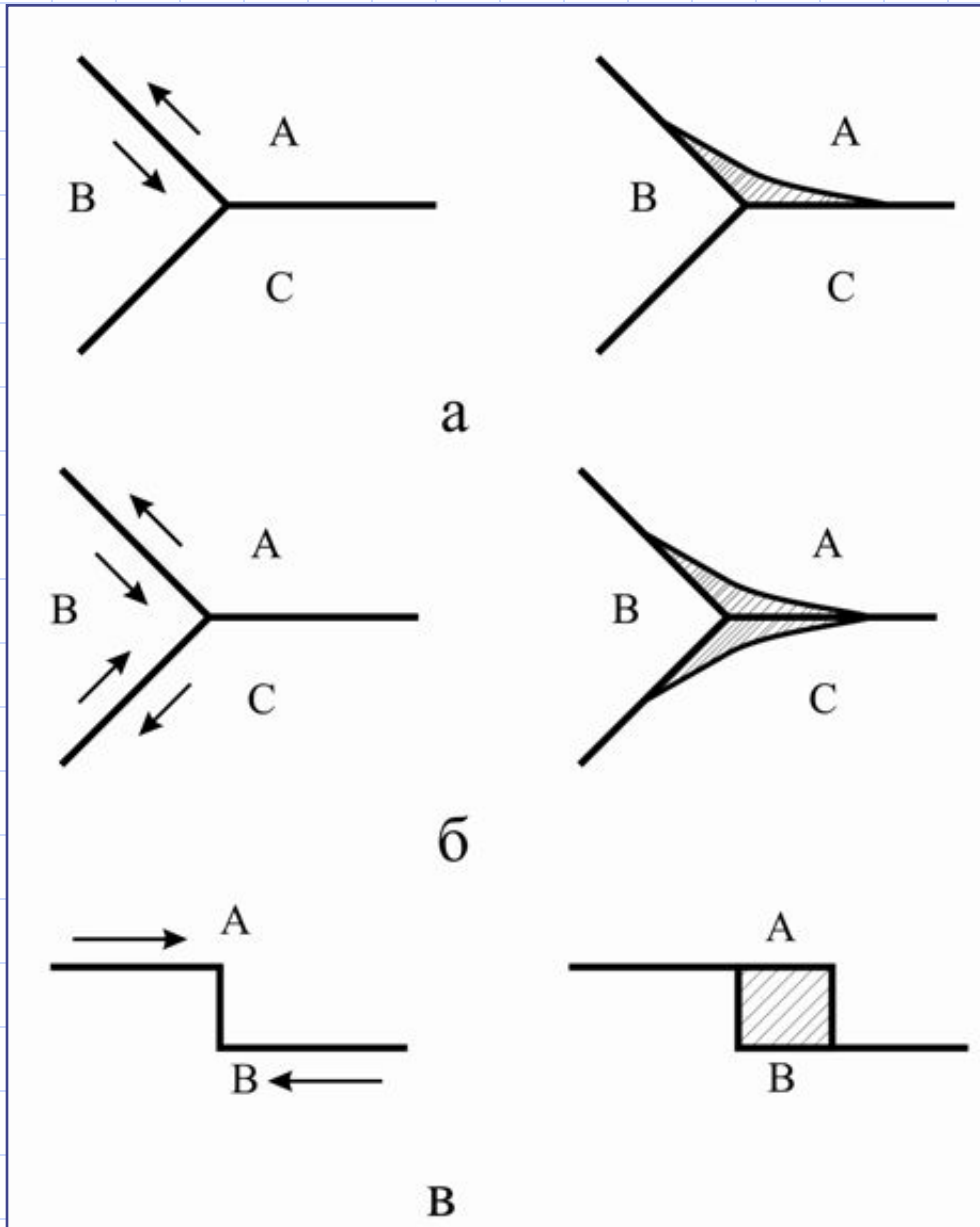
а – кривые ползучести при разных напряжениях;

б – зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения ($V_{п\ уст} = AS^n$)



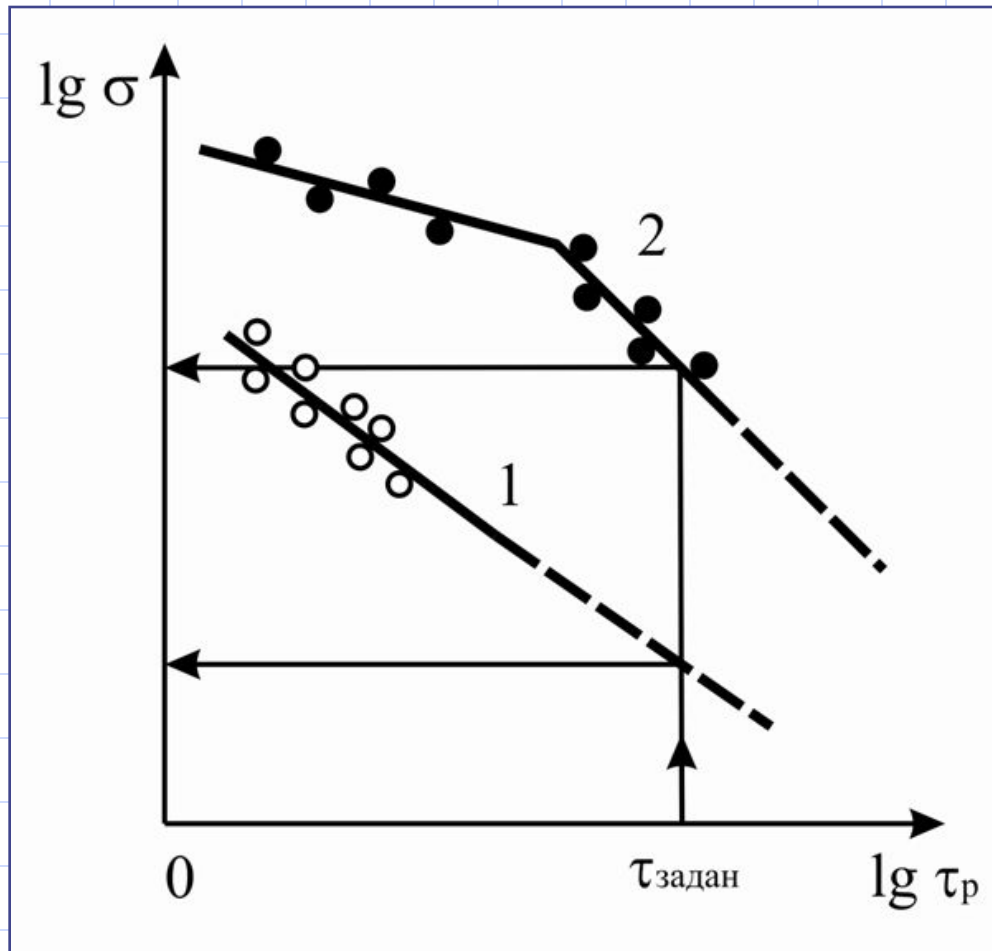
РАЗРУШЕНИЕ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

Зарождение
межзеренных
трещин



войства

Схема определения предела длительной прочности



$$\tau_p = B\sigma^{-m}$$

Точка перелома – переход от внутрикристаллитного разрушения к межкристаллитному **при низких напряжениях**

Влияние легирования и структуры на жаропрочность

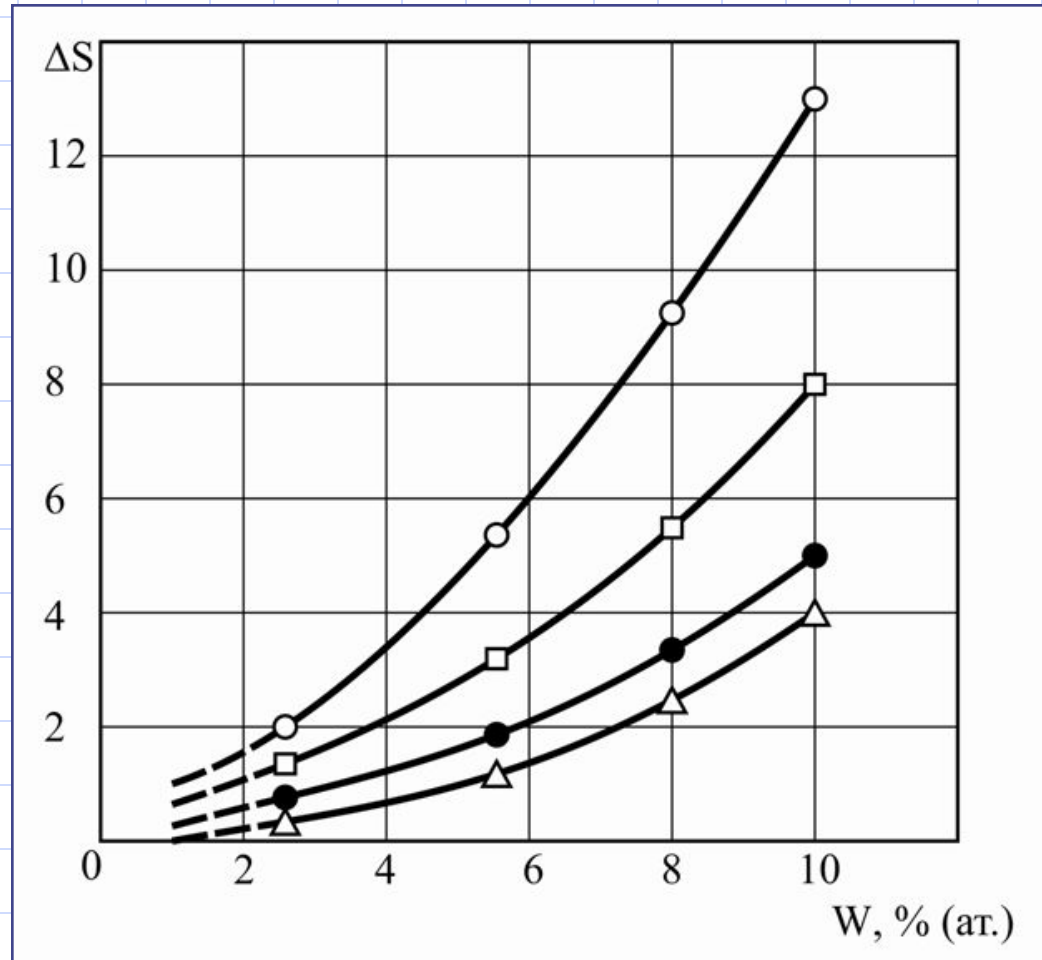
Твердые растворы

- солидус, скорость диффузии (след. слайд)
- энергия взаимодействия инородных атомов с дислокациями, вязкое скольжение дислокаций с атмосферами
- изменение ЭДУ
- влияние размера зерна
- влияние исходной субструктуры

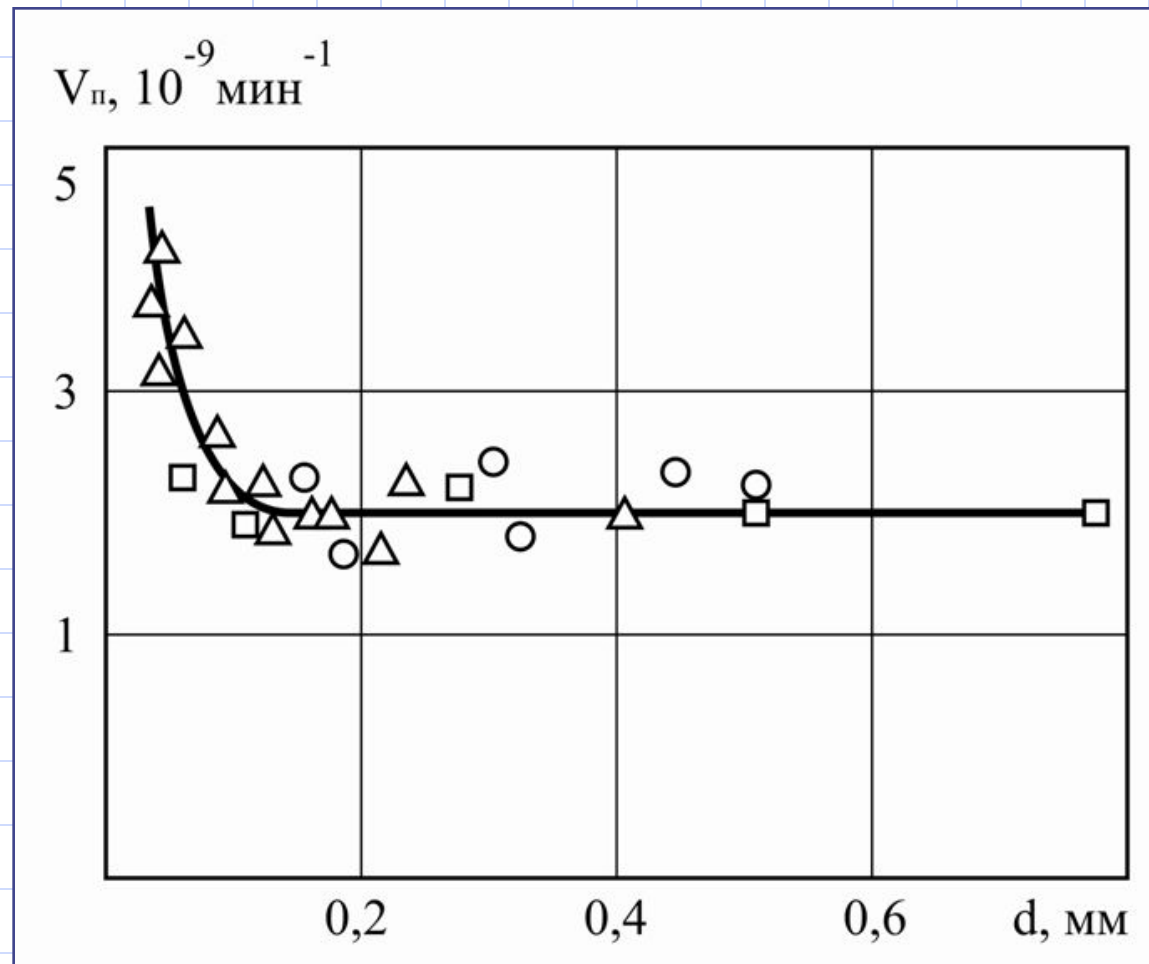
Частицы избыточных фаз

- собственная структура и свойства фаз
- размер частиц и их распределение по телу и границам зерен

Зависимость относительного прироста сопротивления ползучести сплавов Nb-W от содержания вольфрама при разных t -рах

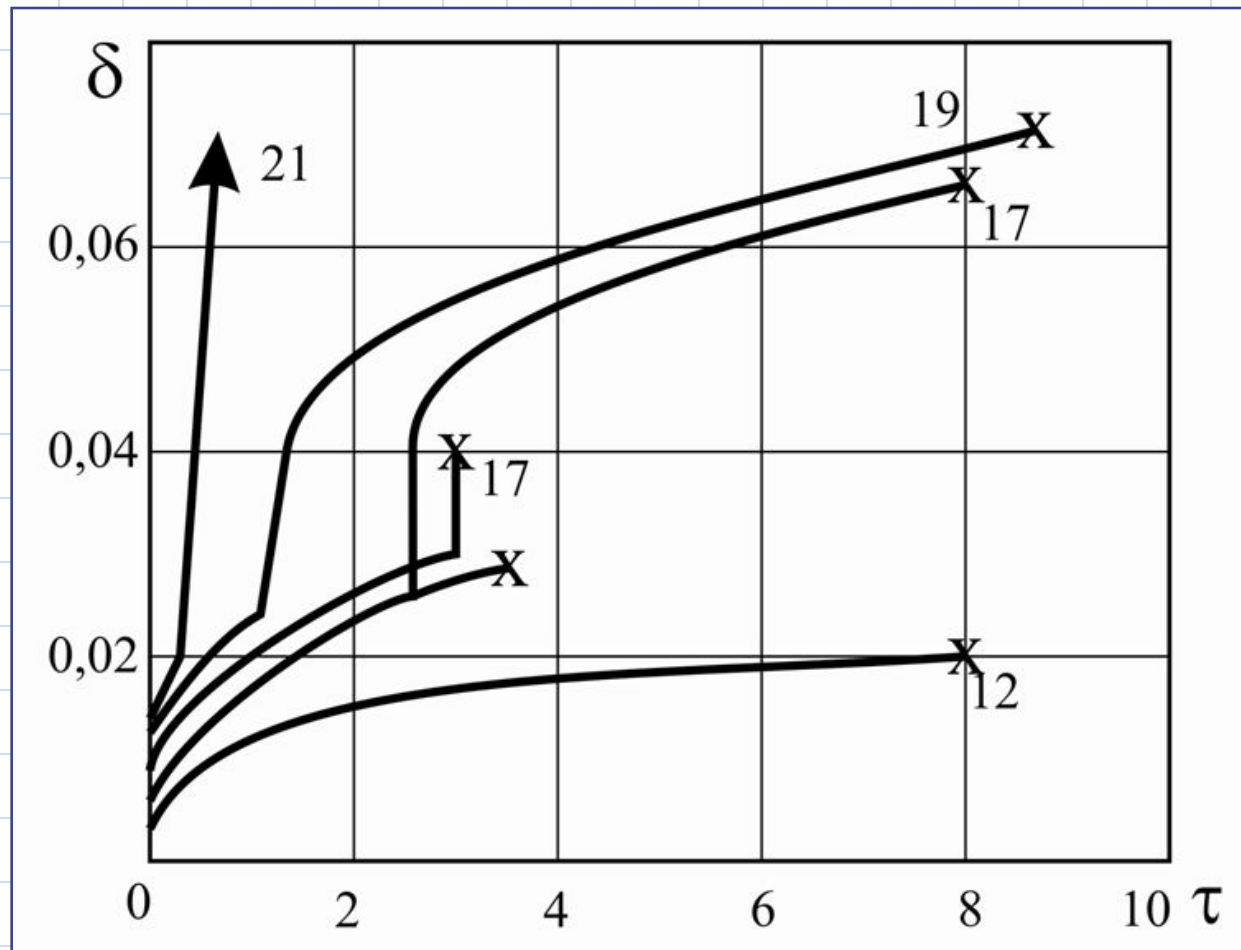


Зависимость скорости ползучести меди от размера зерна



Ускорение ползучести никеля при 965 °С в результате динамической рекристаллизации

Цифры у кривых – напряжение, МПа



Требования к структуре жаропрочных сплавов

- Высокая легированность матричного раствора медленно диффундирующими компонентами
- Повышенная прочность приграничных зон
- Наличие дисперсных частиц фаз-упрочнителей
- Стабильность структуры (наиболее высока у порошковых материалов)

Раздел 9. УСТАЛОСТЬ

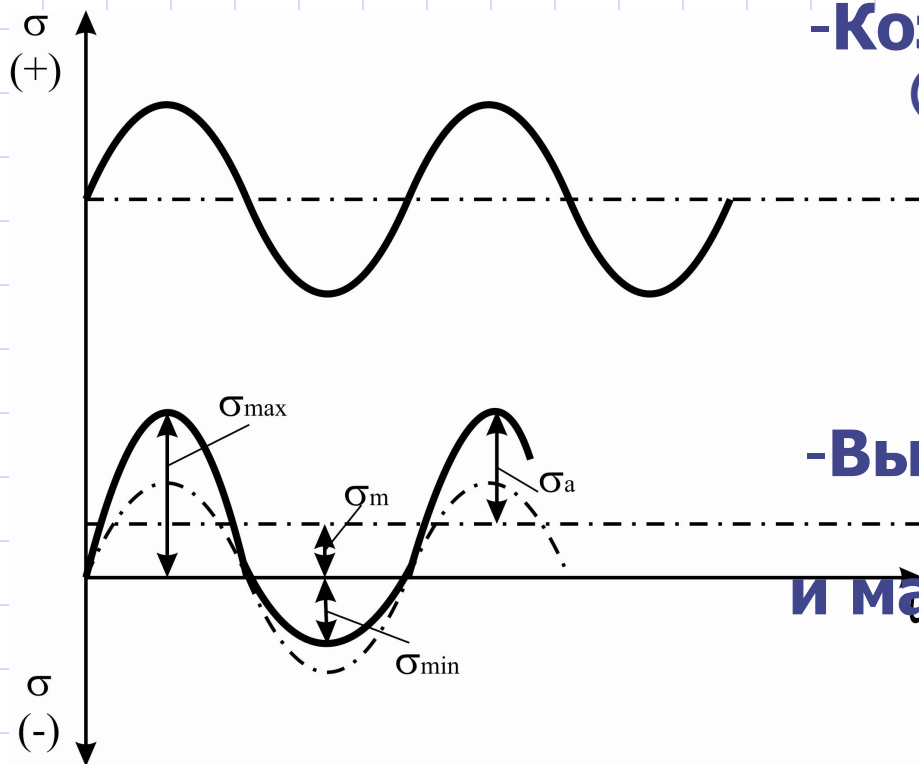
- Явление усталости. Феноменология усталостного разрушения
- Кривые усталости. Предел усталости и усталостная долговечность
- Высокоцикловая и малоцикловая усталость
- Диаграмма усталостного разрушения. Циклическая трещиностойкость
- Влияние различных факторов на усталостную прочность

Явление усталости

- Усталость – явление (процесс) накопления повреждений под действием циклических нагрузок (напряжений, которые ниже предела текучести), приводящее к образованию трещин, их росту и полному разрушению
- Схема усталостного разрушения:
 - зарождение трещины на поверхности,
 - постепенное развитие трещины вглубь детали (образца) – образование острого надреза,
 - быстрое (часто хрупкое) разрушение.

Циклическое нагружение

Разновидности циклов



-Коэф. асимметрии цикла
(с учетом знака напряжений)

$$R_{\sigma} = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$$

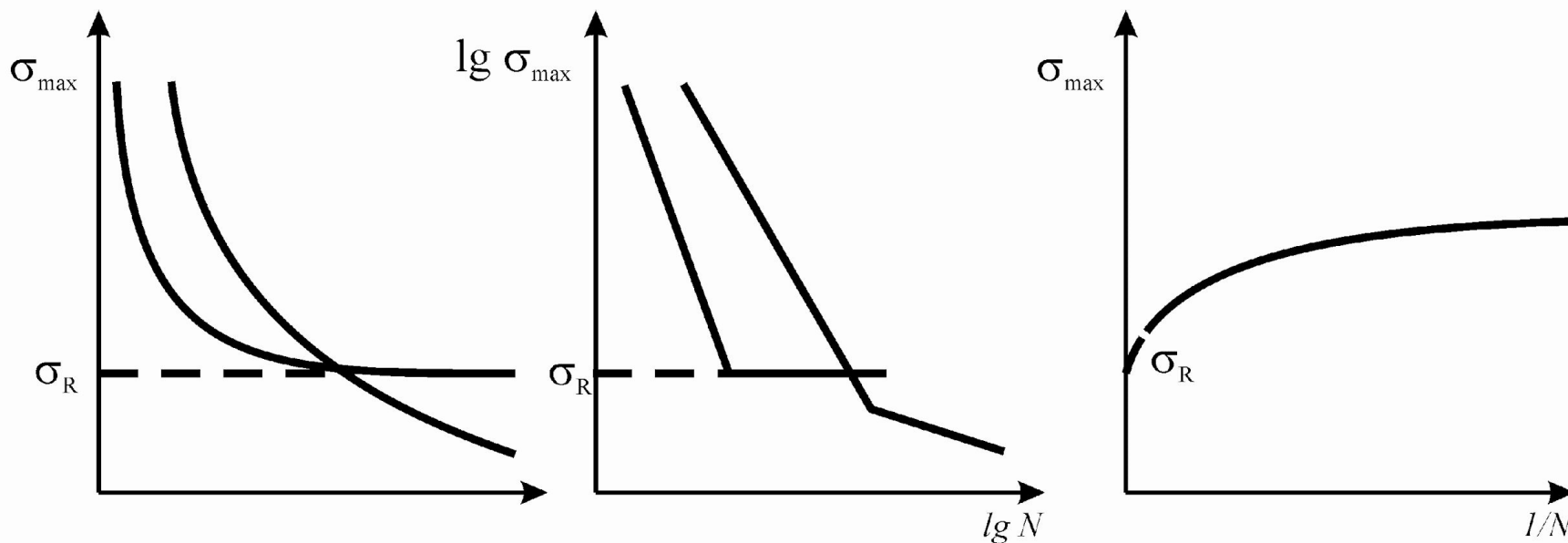
**-Высокоцикловая (20-300 Гц)
и малоцикловая (до 20 Гц)
усталость**

Пунктирная кривая
усталости
 $R_{\sigma} = -1$
125

Схема нагружения – чаще всего

Кривые высокоцикловой усталости в различных координатах

Уравнение кривой усталости: $\sigma_{max} = \sigma_{-1} + a(N + B)^{-\alpha}$

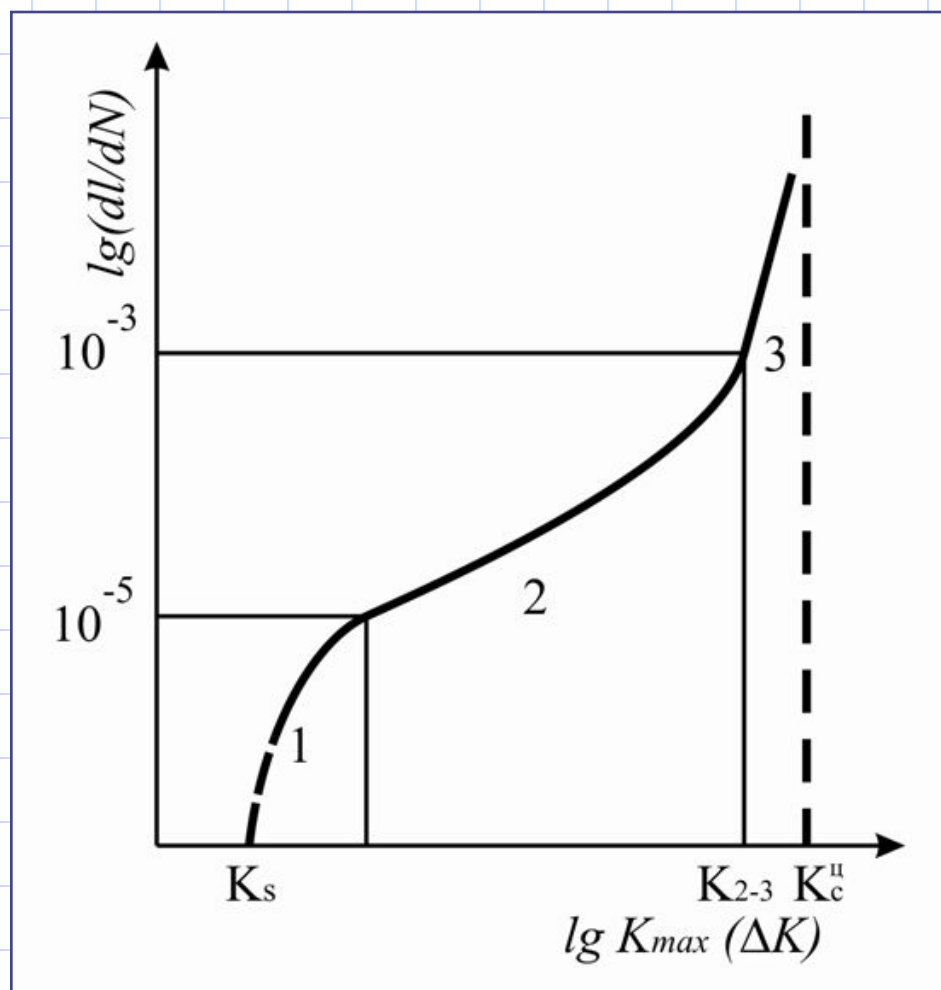


σ_R - предел усталости – наибольшее значение σ_{max} при действии которого не происходит усталостного разрушения после произвольно большого или заданного N

(физический при базе испытаний 10^7 ,
ограниченный при базе 10^6 циклов)

N – усталостная долговечность

Диаграмма усталостного разрушения при МЦУ (база $5 \cdot 10^4$ цик.)



Характеристики циклической трециностойкости

(малоцикловой усталости)

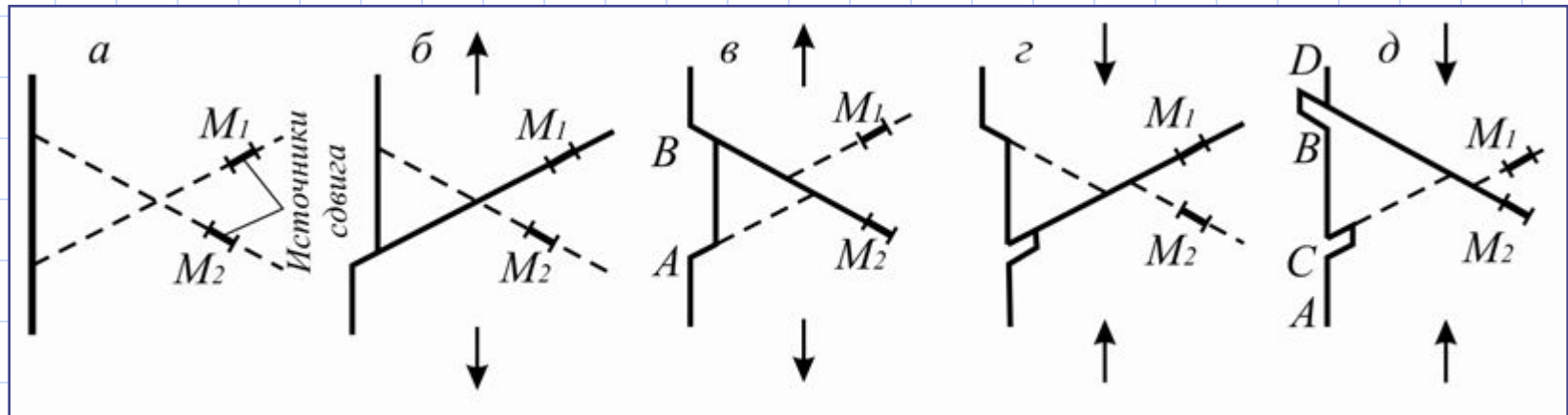
- Пороговое значение K_s
- Коэффициенты C и m в уравнении $dl/dN = C(\Delta K)^m$ (стадия 2 на диаграмме усталостного разрушения)
- K_c^c (K_{1c}^c) -циклическая вязкость разрушения (конец стадии 3)
- K_{max} и ΔK при заданной СРТУ или СРТУ при заданных K_{max} и ΔK

Стадии усталостного разрушения

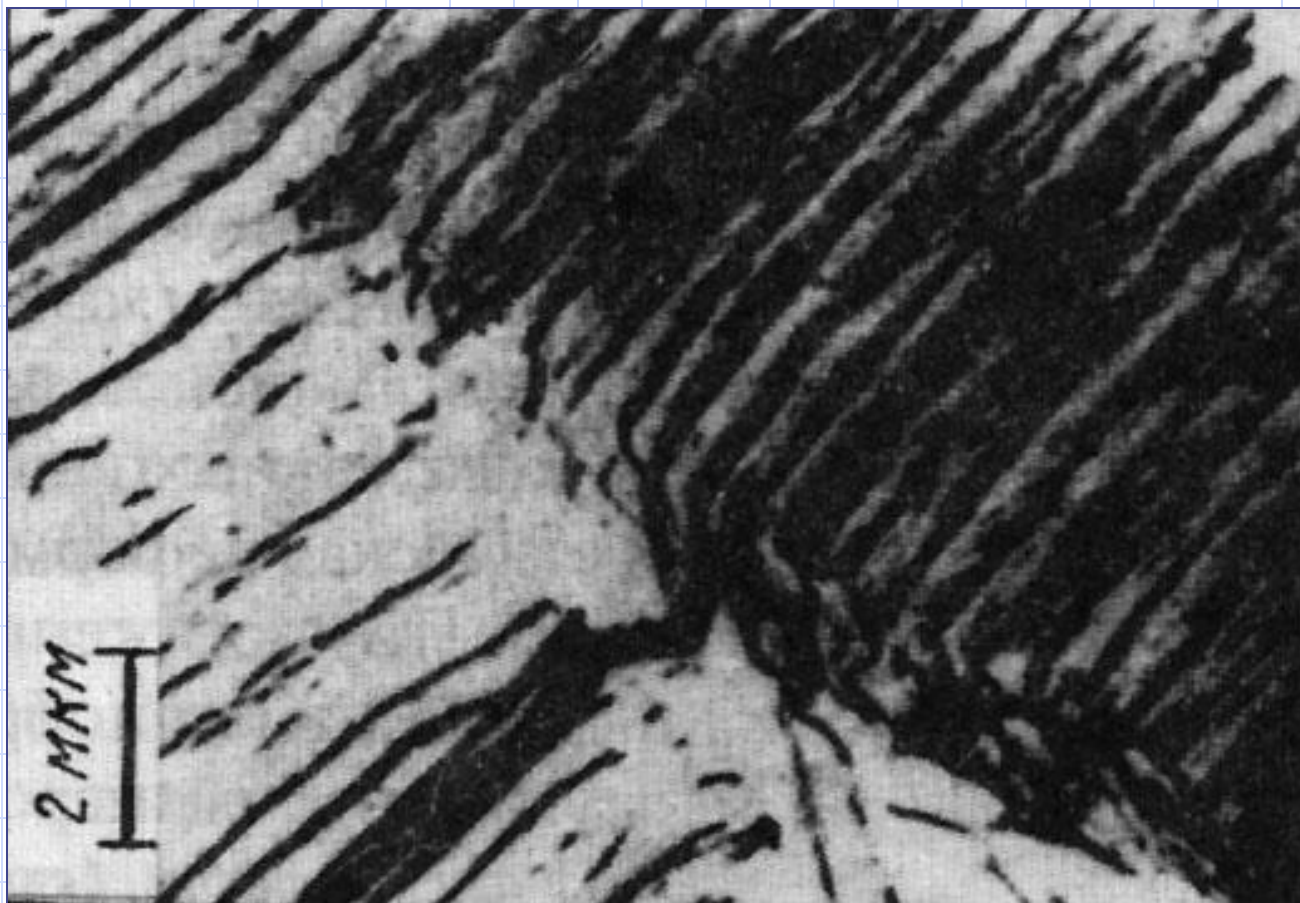
1. Пластическая деформация (5-10%) от времени (числа циклов) до разрушения – проявляется в виде поверхности рельеф
2. Зарождение трещин – у впадин на поверхности (сл.137)
3. Развитие нескольких и основной трещины (90-95% от времени до разрушения) – усталостные бороздки (сл.138)
4. Окончательное разрушение

Механизм образования поверхностных выступов и впадин при циклическом нагружении

*а – исходная позиция, б, в – после 1-го полуцикла,
г, д – после 2-го полуцикла*



Усталостные бороздки в структуре излома - результат скачкообразного передвижения усталостной трещины



Влияние различных факторов на сопротивление усталости

- Состояние поверхности и концентраторы напряжений (внешние и внутренние)
- Влияние внешней среды (коррозионная усталость)
- Температура. Термическая усталость (изменение температуры при постоянном напряжении, ползучесть при высоких температурах)

Связь предела усталости с др. механическими свойствами:

для углеродистых сталей: $\sigma_{-1} = (0,128-0,156)HB$

для алюминиевых сплавов: $\sigma_{-1} = 0,19HB$

Для повышения усталостной прочности необходимо:

- улучшать качество поверхностных слоев деталей по шероховатости,
- упрочнять поверхностный слой за счет наклепа, (создавать сжимающие напряжения), химико-термической обработки, нанесения покрытий;
- предотвращать появление трещин и зон локализованной деформации, в которых облегчено их зарождение;
- уменьшать количество крупных неравноосных включений хрупких избыточных фаз;
- повышать прочность и пластичность материала

Петли гистерезиса при циклическом нагружении монокристалла алюминия (многократное проявление эффекта Баушингера)

Цифры у кривых – номер цикла

