

# Физические основы пластической деформации

Гладков Юрий Анатольевич, доц каф МТ6 МГТУ им. Н.Э.Баумана

## Литература

1. Дмитриев А.М., Езжев А.С. **Физические основы пластической деформации: Учебное пособие по курсу «Физико-математическая теорияковки и штамповки».**- М.: МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2002.- 76с.
2. Материаловедение: Учебник для ВУЗов. / Б.Н. Арзамасов, В.И.Макарова, Г.Г. Мухин и др. Под общей редакцией Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина.- 3-е изд.- М.:Изд-во МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2001.- 648 с.
3. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов: Учебное пособие для вузов.- Изд. 2-е. М.: Металлургия, 1975. -208 с.
4. Павлов П.В., Хохлов А.Ф. Физика твердого тела: Учебное пособие для вузов.- М.:Высшая школа, 1985.- 384 с.
5. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К.Физические основы пластической деформации: Учебное пособие для вузов.-М.: Металлургия, 1982. 584 с.
6. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением: Учебник для ВУЗов.- Изд. 4-е. М.:Машиностроение, 1977.- 423 с.

## Дополнительная литература

1. Металловедение и термическая обработка стали. Т2, 3: Справочник /под ред. М.Л.Бернштейна и А.Г.Рахштадта. – М.: Металлургия, 1983.
2. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1978.
3. Гольштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: МИСиС, 1999.
4. Новиков И.И., Розин К.М., Кристаллография и дефекты кристаллическо решетки. – М.: Металургия, 1990.
5. Золоторевский В.С., Механические свойства металлов.- М.: МИСиС, 2000.
6. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей: Справочник/ М.Л.Бернштейн, С.В.Добаткин, Л.М.Капуткина, С.Д.Пркошин; под. Ред. М.Л.Бернштейна.-М.:Металлургия, 1989.
- 7.Горелик С.С., Рекристаллизация металлови сплавов.-М.Металлургия, 1978.

# 1. Кристаллическое строение вещества

## 1.1 Кристаллическая решетка. Модель кристалла

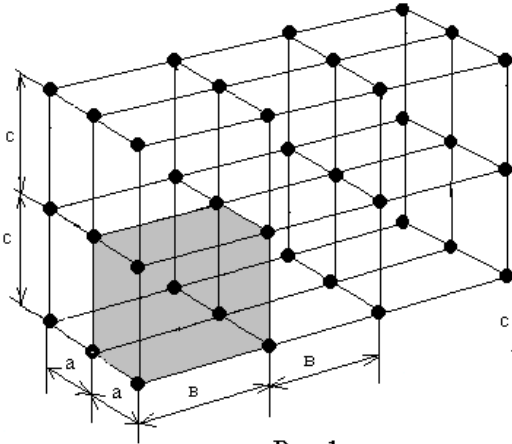


Рис.1

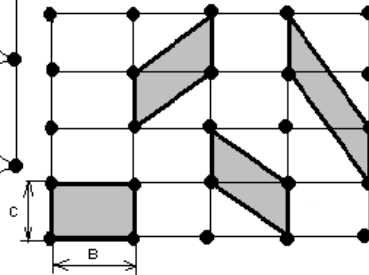


Рис.2

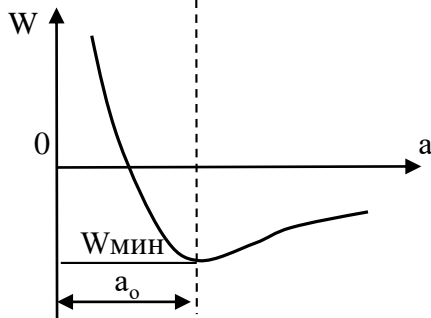
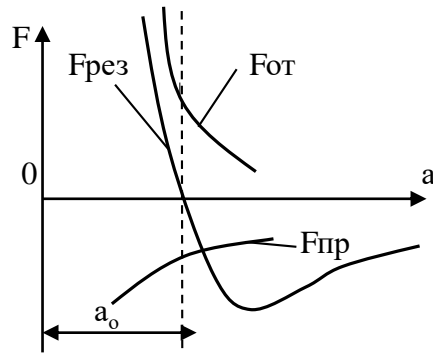
Кристаллическое вещество характеризуется упорядоченным расположением атомов, образующих пространственную решетку из повторяющихся геометрически правильных объемных ячеек.

Элементарная ячейка – это наименьшая часть кристаллической решетки

Упорядоченность решетки – результат взаимодействия межатомных сил.

Состояние устойчивого равновесия атомов в узлах решетки характеризуется:

- взаимным уравниванием сил притяжения и отталкивания,
- минимумом потенциальной энергии взаимодействия атомов.



## 1.1 Кристаллическая решетка. Модель кристалла

Модели кристалла:

«мертвая» модель – шары, связанные между собой прямыми проволочками (см. рис. 1). Шары – атомы, проволочки – символы связей, их взаимодействие.

Преимущества – наглядное представление о геометрии решетки.

Недостаток – нет движения атомов и реальных сил взаимодействия

«живая» (двухмерная пузырьковая модель) – плавающий плот из пузырьков воздуха на поверхности мыльной воды (см. рис.3 и 4 )

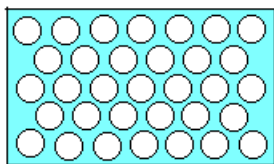


Рис.3

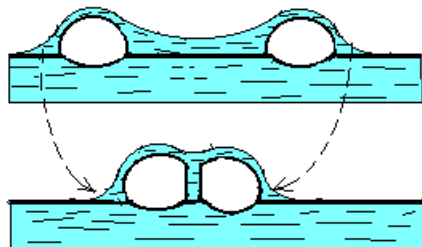


Рис.4

Два разобщенных пузырька друг к другу притягиваются, а соприкоснувшись – отталкиваются, устанавливаясь на определенном расстоянии в соответствии с общим законом о том, что любая изолированная система, на которую не действуют никакие внешние силы, стремится к минимуму своей потенциальной энергии.

## 1.2 Типы кристаллической решетки. Явление полиморфизма

Кристаллическая решетка может рассматриваться как плотнейшая упаковка шаров, при которой они все соприкасаются друг с другом.

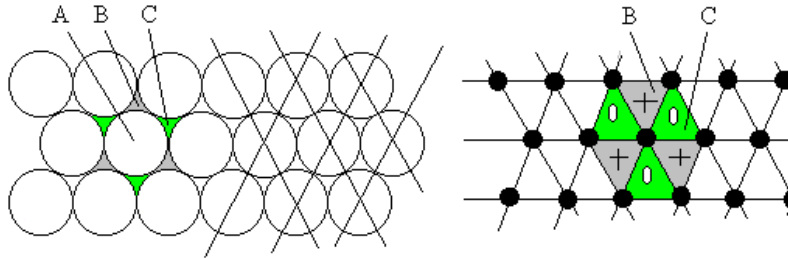


Рис.6

При плотнейшей плоской упаковке шаров каждый шар А окружен 6 соседними шарами и 6 пустотами типа В и типа С, см. рис. 6.

Пространственные плотнейшие упаковки получаются из плоских при укладке слоев друг на друга так, чтобы шары вышележащего слоя укладывались в треугольные пустоты нижележащего слоя ( либо в лунки В, либо в лунки С).

При укладке по схеме АВАВАВ или АСАСАС получается пространственная решетка (ГПУ) с ячейкой в виде шестигранной призмы (рис.7а).

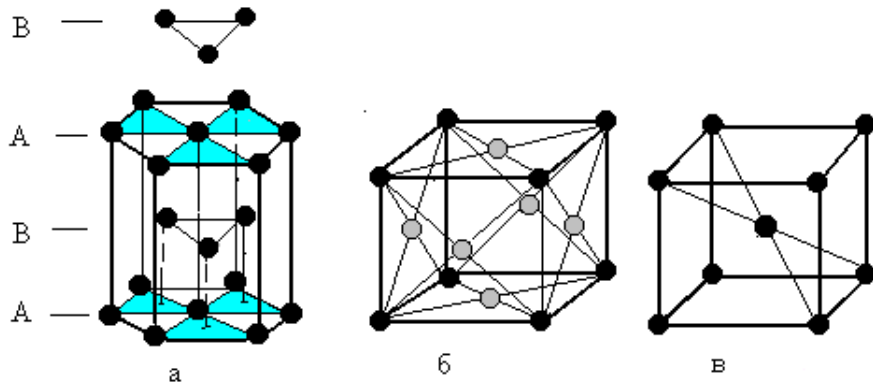


Рис.7

При укладке по схеме АВСАВСАВС получаем решетку (ГЦК) в виде гранецентрированного куба (рис.7б).

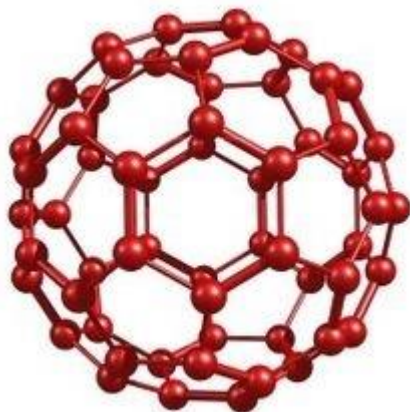
Укладка с некоторым зазором по схеме АВАВАВ дает решетку ОЦК в виде объемно-центрированного куба (рис.7в).

## 1.2 Типы кристаллической решетки. Явление полиморфизма

**Полиморфизм** – явление, состоящее в том, что одно и то же вещество может иметь две и более кристаллические структуры, устойчивые при различных температурах и давлениях.

Эти структуры называются **модификациями вещества**, а переход от одной модификации к другой – **полиморфным превращением**.

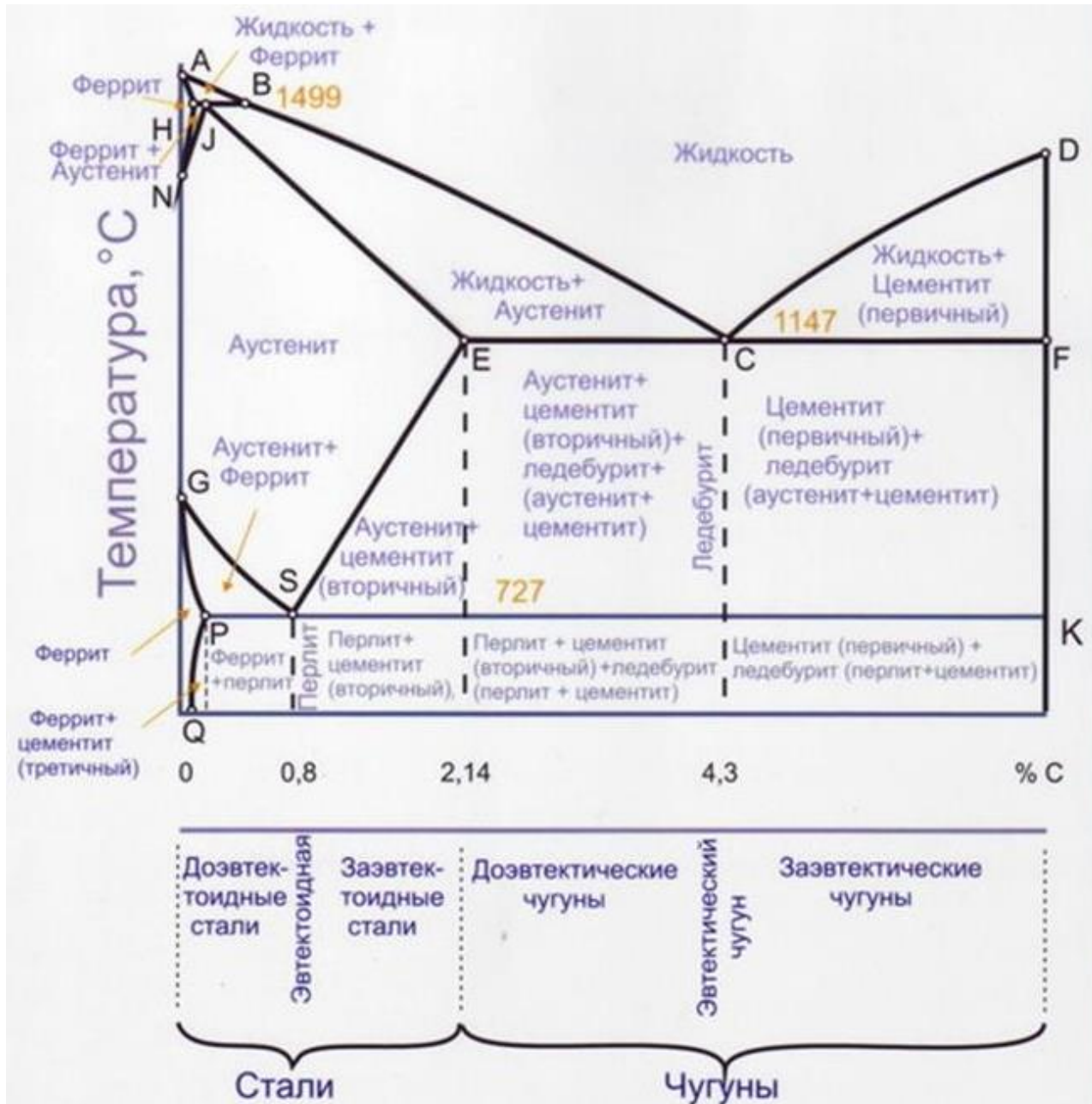
Такое превращение возможно, если с увеличением температуры энергия тепловых колебаний атомов превысит энергию межатомных связей. Тогда атомы могут покидать прежние места устойчивого равновесия и занимать новые с образованием другой кристаллической решетки.

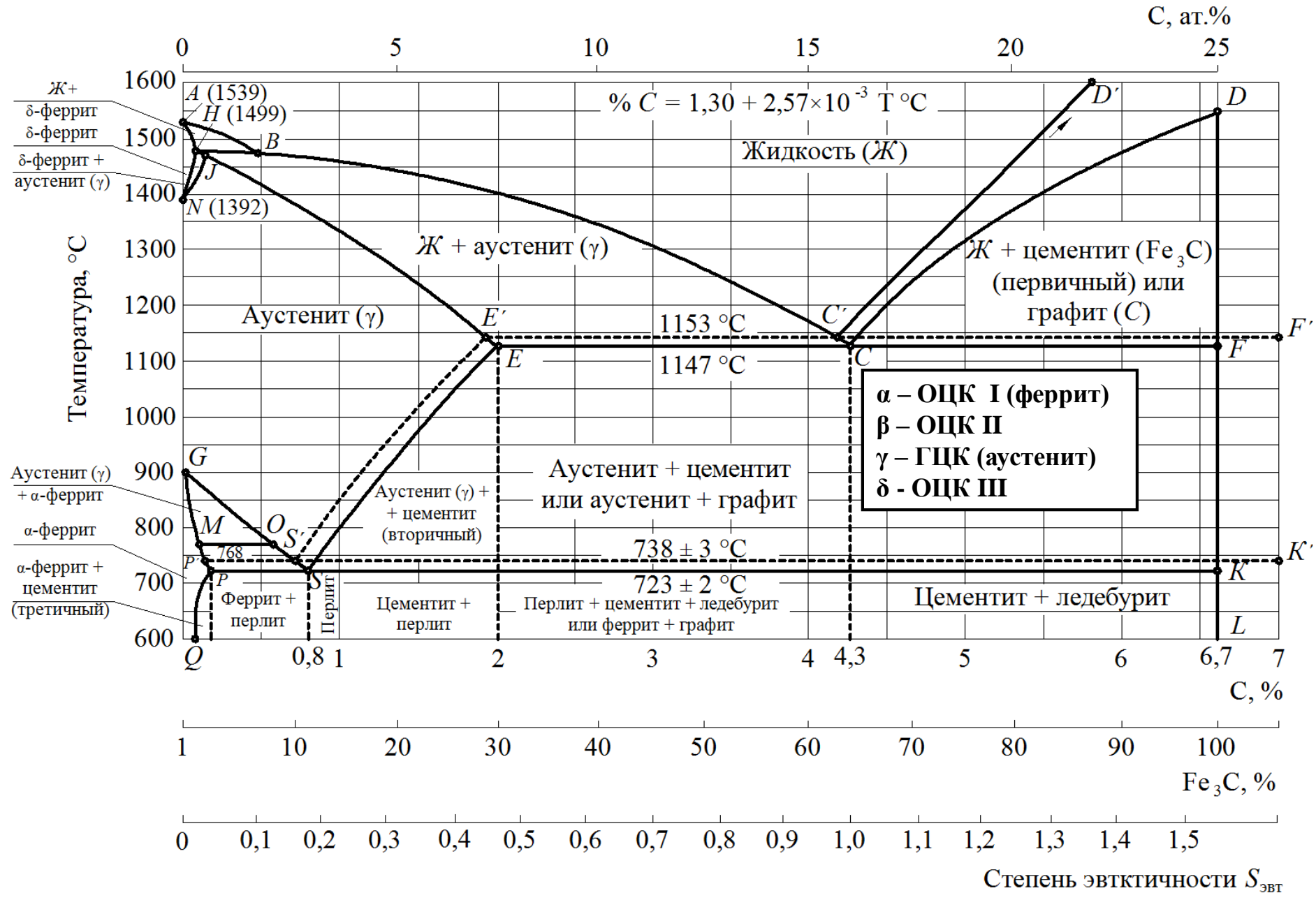


Для одного химического элемента применяют термин «Аллотропия»

Фуллерён ( $C_{60}$ )- аллотропная форма углерода (наряду с графитом, алмазом, карбином)

Диаграмма фазового равновесия (диаграмма состояния) железо—углерод (иногда эту диаграмму называют «диаграмма железо—цементит»)





Для железа характерен полиморфизм, он имеет четыре кристаллические модификации:

- до  $769\text{ }^{\circ}\text{C}$  существует  $\alpha$ -Fe (феррит) с объёмноцентрированной кубической решёткой (ОЦК)
- в температурном интервале  $769\text{—}917\text{ }^{\circ}\text{C}$  существует  $\beta$ -Fe, который отличается от  $\alpha$ -Fe только параметрами ОЦК
- в температурном интервале  $917\text{—}1394\text{ }^{\circ}\text{C}$  существует  $\gamma$ -Fe (аустенит) с гранецентрированной кубической решёткой (ГЦК)

Наличие в стали углерода и легирующих элементов существенным образом изменяет температуры фазовых переходов (см. фазовую диаграмму железо — углерод).

В области высоких давлений (свыше  $104\text{ МПа}$ ,  $100\text{ тыс. атм.}$ ) возникает модификация  $\epsilon$ -железа с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решёткой.

Явление полиморфизма чрезвычайно важно для металлургии стали. Именно благодаря  $\alpha\text{—}\gamma$  переходам кристаллической решётки происходит термообработка стали. Без этого явления железо как основа стали не получило бы такого широкого применения.

### 1.3. Параметры решетки, координационное число

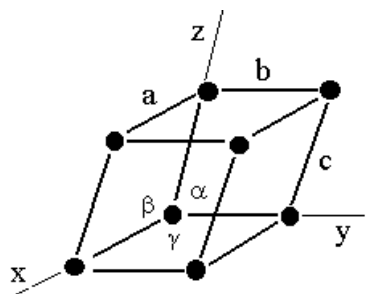


Рис.8

В общем случае элементарная ячейка –наклонный параллелепипед. Расстояния до ближайших атомов  $a, b, c$  и углы между координатными осями называются параметрами кристаллической решетки. Параметры измеряются в ангстремах ( $1\text{ \AA}=10^{-8}\text{ см}$ ) и равны  $2 - 6\text{ \AA}$



**Базис решетки** – число атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку

ОЦК. Всего атомов -9,  $B = (8 \times 1/8) + 1 = 2$

ГПУ Всего атомов – 17.  $B = (12 \times 1/6) + (2 \times 1/2) + 3 = 6$

ГЦК Всего атомов – 14.  $B = (8 \times 1/8) + (6 \times 1/2) = 4$

**Координационное число** – число атомов, расположенных на ближайшем одинаковом расстоянии от любого атома.

ОЦК  $K = 8$ , ГЦК и ГПУ  $K = 12$

#### 1.4 Плотность упаковки атомов в решетке

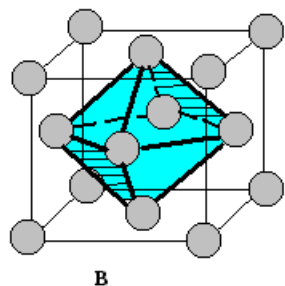
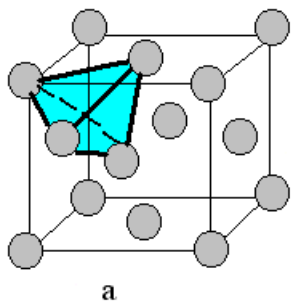


Рис.9

При моделировании решетки в виде соприкасающихся шаров, между ними образуются пустоты.

Три шара, прикрытые сверху одним, образуют **тетраэдрическую** пустоту (рис.9а).  $r = 0,22R$ .

Три шара первого слоя, прикрытые сверху тремя шарами, повернутыми относительно первых на 60 гр. образуют **октаэдрическую** пустоту (рис.9в).  $r = 0,41R$ .

**Плотность упаковки** – отношение объема атомов к общему объему ячейки. ГЦК и ГПУ -  $\Pi = 0,74$ , ОЦК -  $\Pi = 0,68$ .

# 2. Индексация плоскостей и направлений в кристаллической решетке

## 2.1 Индексация плоскостей в кубической решетке

Положение плоскости определяется отрезками, отсекаемыми ею на координатных осях и обозначается индексами Миллера (h,k,l)

Индексы Миллера – величины, обратные отсекаемым отрезкам и приведенные к отношению трех наименьших целых чисел.

**Правило определения индексов:**

1. Записываются отсекаемые отрезки ( напр.  $1/3, 2, 1/2,$  )
2. Записываются обратные величины (  $3, 1/2, 2$  )
3. Приводятся к отношению целых чисел (6,1,4)-индексы

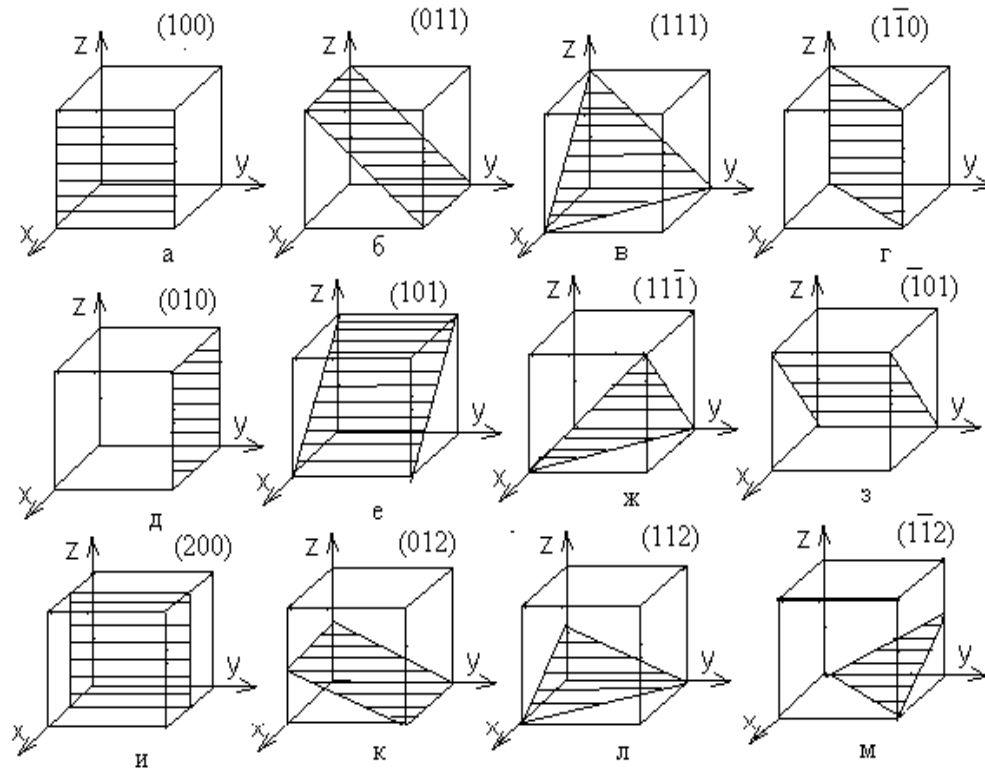


Рис.10

## Индексация плоскостей в гексагональной решетке.

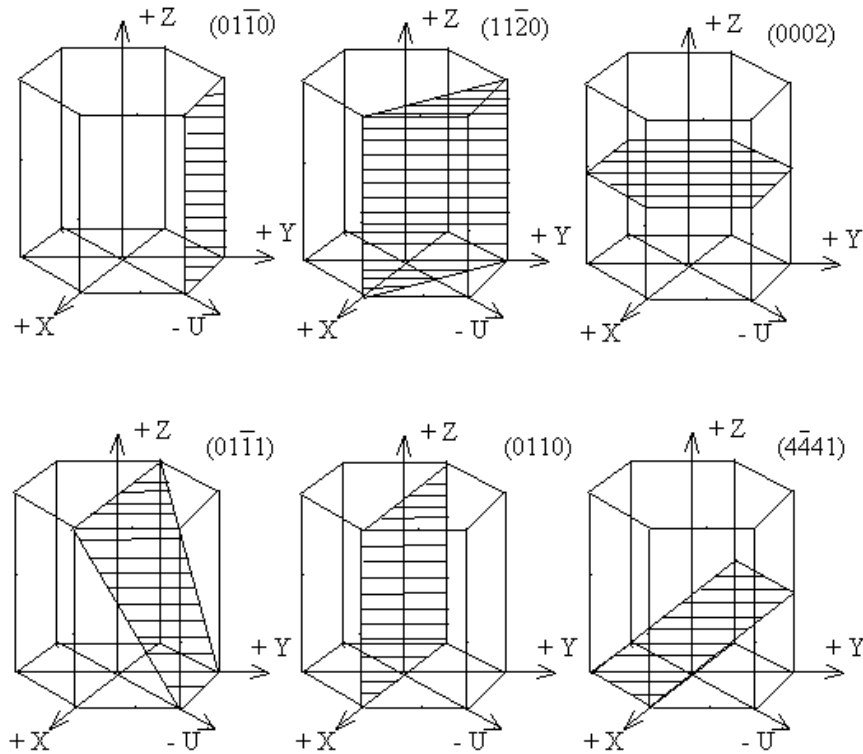


Рис.11

Для индексации плоскостей в ГПУ используется 4-х индексная система  $(h,k,i,l)$ , где дополнительный индекс  $i = -(h + k)$  относится к координатной оси  $U$ .

В случае, если отрезок отсекается на отрицательном направлении координатной оси, над соответствующим индексом ставится черточка.

Если плоскость проходит через начало координат, для удобства ее индексации начало координат следует перенести в другую вершину ячейки.

Непараллельные плоскости с одинаковым атомным строением (число и расположение атомов) кристаллографически эквивалентны. Всю совокупность эквивалентных плоскостей обозначают индексами какой-либо одной плоскости и заключают индексы в фигурные скобки ( напр.  $\{1,0,2,1\}$  )

## 2.2 Индексация направлений.

Направление прямой определяется координатами двух любых ее точек.

Если прямую провести из начала координат, то ее направление определится координатами только одной ее точки.

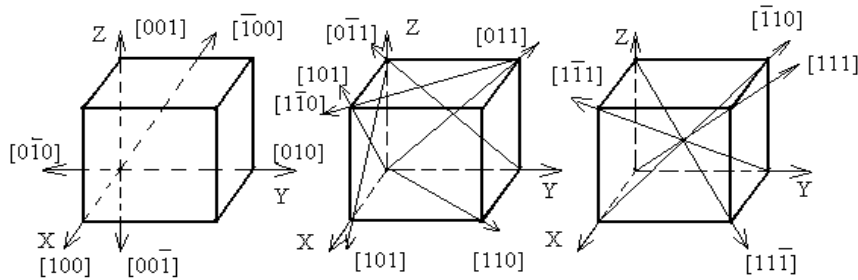


Рис.12

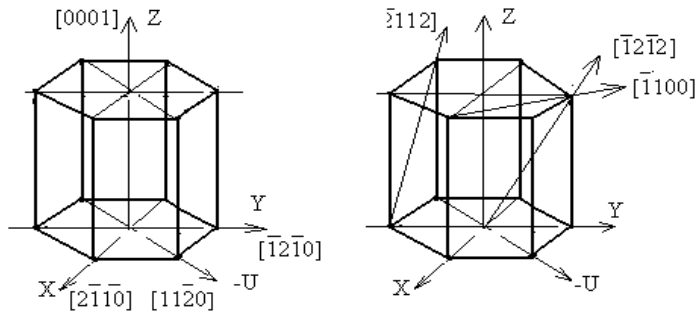


Рис.13

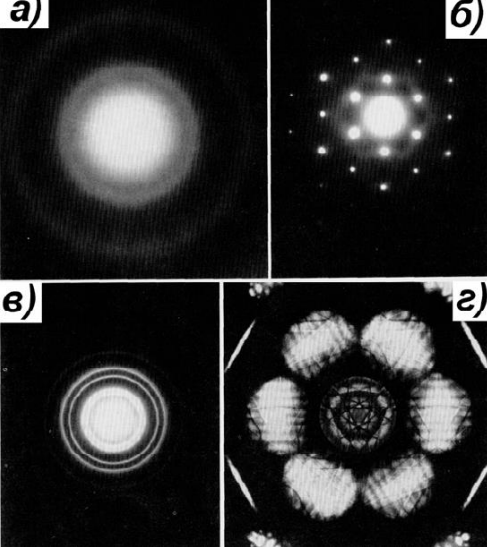
Совокупность непараллельных кристаллографически эквивалентных направлений обозначается индексами одного из направлений, называется семейством направлений и заключается в угловые скобки  $\langle h,k,l \rangle$

Направление, не проходящее через начало координат, переносят параллельно самому себе в начало координат.

Направление в кристаллической решетке определяется координатами конца вектора проведенного из одной из вершин (начало координат) в другую вершину.

Эти координаты называются индексами направления, обозначаются символами  $[h,k,l]$  и заключаются в квадратные скобки.

Индексы приводятся к отношению трех целых чисел. За единицу измерения принимается параметр решетки.



## Изучение кристаллических структур с помощью ПЭМ

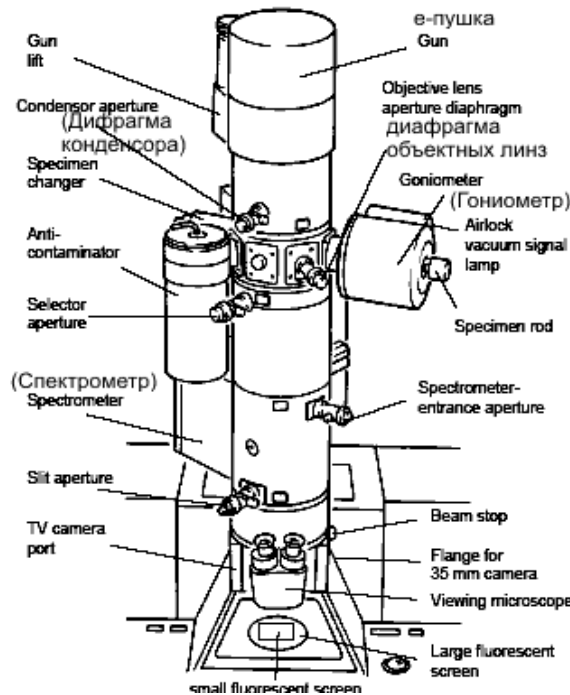
Дифракция электронов в ПЭМ (рис. 2) является проявлением эффекта рассеяния электронной волны на атомной плоскости.

В режиме дифракции исследуют кристаллическую структуру образца. Обычные вопросы:

- Является ли образец кристаллическим или аморфным?
- Если кристаллический, то каковы кристаллические параметры (тип структуры, симметрия, параметр решетки и т.д.)?
- Моно- поли- или нанокристаллический?
- Размер зерна?
- Ориентация зерен относительно пучка?
- Каков фазовый состав образца? И т.п.

Некоторые характерные дифракционные картины (ДК) приведены на рис.:

- диффузные кольца вокруг диффузного центрального рефлекса характерны для аморфных образцов (рис. 1а),
- четкую симметричную картину пятен-рефлексов дают монокристаллы (рис.1б),
- мелкозернистые поликристаллические и нанокристаллические образцы легко опознать по системе концентрических колец (рис.1в).
- дифракционная картина зависит от характеристик пучка и, прежде всего от угла сходимости. Фокусировка пучка на образце приводит к росту размеров пятен и появлению тонкой структуры в них, отражающей детали структуры, формирующей данный рефлекс (рис.1г).



**Рис. 2. Просвечивающий Электронный Микроскоп (ПЭМ)**

Исторически **просвечивающая электронная микроскопия (сокращенно ПЭМ**, также как и просвечивающий электронный микроскоп, или, в английской терминологии, transmission electron microscopy - TEM) появилась раньше, **чем сканирующая (растровая) электронная микроскопия (СЭМ или РЭМ)** (scanning electron microscopy - SEM). Просвечивающая электронная микроскопия возникла из работ **М. Кнолла и Э. Руска**, создавшим в **1931г.** прообраз современного ПЭМ. Первый промышленный электронный микроскоп (сокращенно также ПЭМ) разработан и выпущен фирмой «Сименс» в 1939г.

# Пример из курса лекций, читаемых для студентов и аспирантов физического факультета МГУ:

... В частности, если тонкие пластины преципитатов ориентированы тонкой стороной перпендикулярно пучку, то в направлении, перпендикулярном тонкой стороне возникают линии, идущие от центров пятен. Примером может являться дифракционная картина (ДК) «тяжи» (streaks) на рис. 6.15, соответствующая выделению тонкослойных преципитатов CrN, ориентированных параллельно плоскости  $\{100\}$  в матрице оцк-решетки  $\alpha$ -Fe [21]. В дополнение к тяжам, в дифракционной картине видны пятна в положении запрещенных рефлексов 100. Эти рефлексы соответствуют стержням, перпендикулярным сфере Эвальда, узлов 220 обратной решетки от тонкого слоя Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> с ГЦК структурой. Крестообразные сателлиты вокруг 110 рефлексов – стержни 311 и 131 рефлексов Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>.

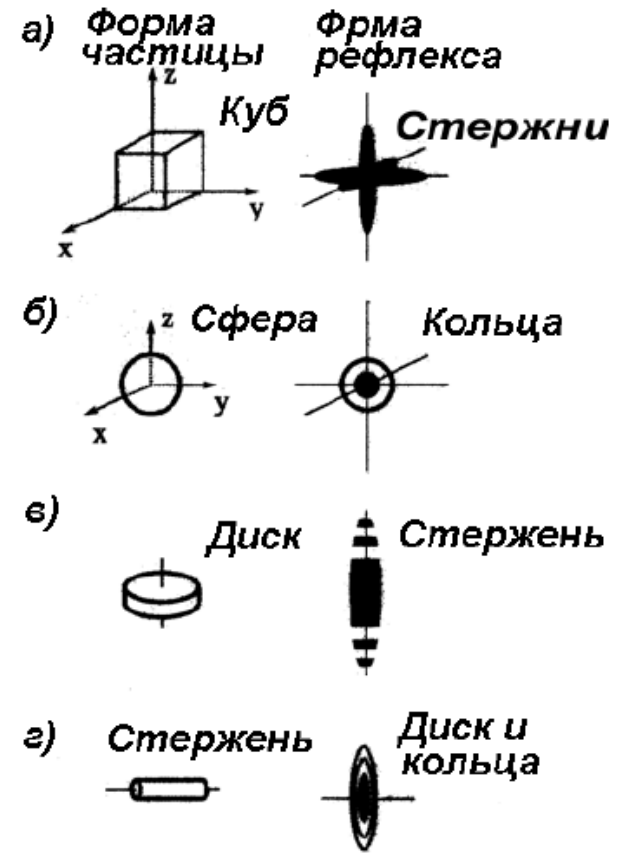


Рис. 6.14. Форма низкоразмерных кристаллов и формы рефлексов.

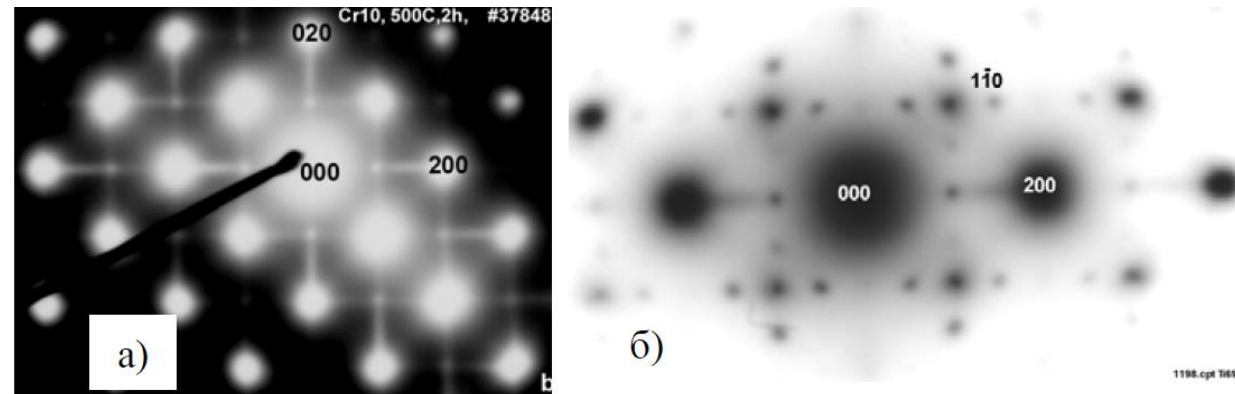
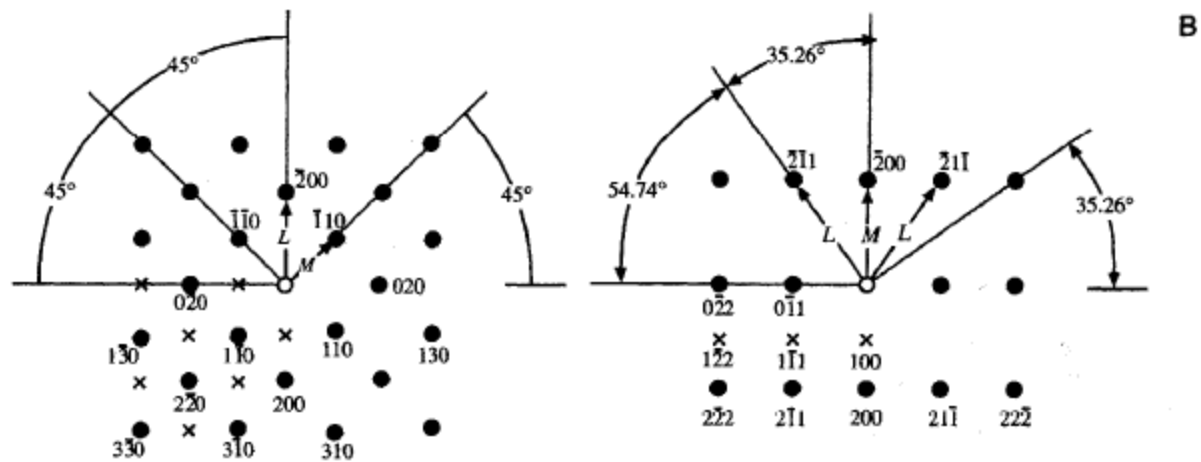
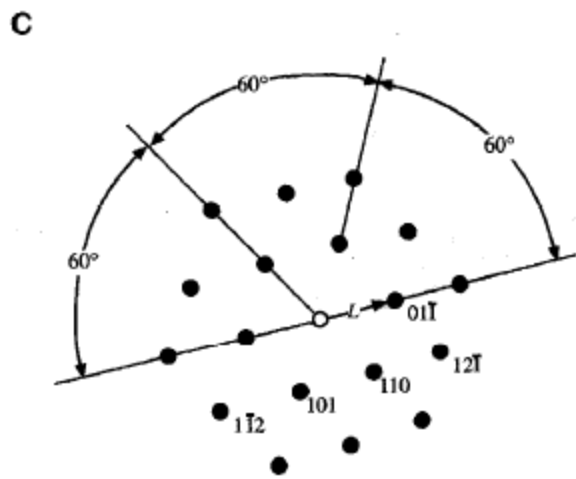


Рис.6.15. ДК от оцк-решетки  $\alpha$ -Fe, содержащей преципитаты CrN. Тяжи от  $\{200\}$  соответствуют малой толщине преципитатов. Запрещенные рефлексы 100 и крестообразные сателлиты (б) – эффект стержней от тонкого слоя Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>.

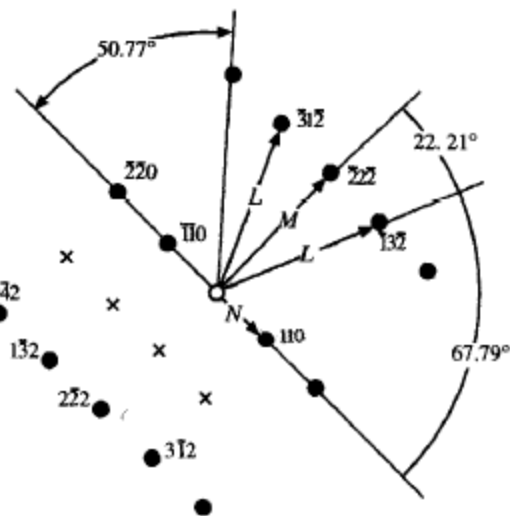


$$\frac{L}{M} = \frac{\sqrt{4}}{\sqrt{2}} = 1.414 \quad \mathbf{B} = [001]$$

$$\frac{L}{N} = \frac{\sqrt{6}}{\sqrt{2}} = 1.732 \quad \frac{M}{N} = \frac{\sqrt{4}}{\sqrt{2}} = 1.414 \quad \mathbf{B} = [011]$$



$$\mathbf{B} = [\bar{1}11]$$



$$\frac{L}{N} = \frac{\sqrt{14}}{\sqrt{2}} = 2.646 \quad \frac{M}{N} = \frac{\sqrt{12}}{\sqrt{2}} = 2.450 \quad \mathbf{B} = [\bar{1}12]$$

Рис. Д6.2.1. Четыре схемы стандартных дифракционных картин для оCk структуры.

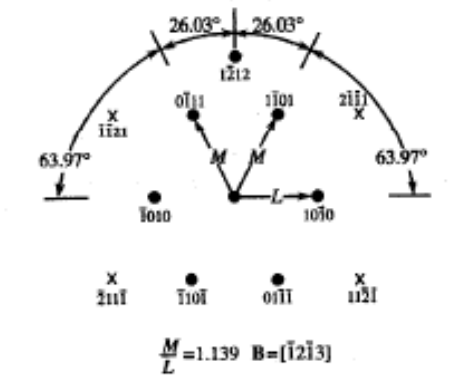
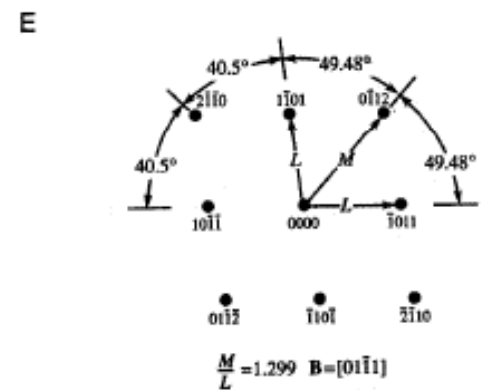
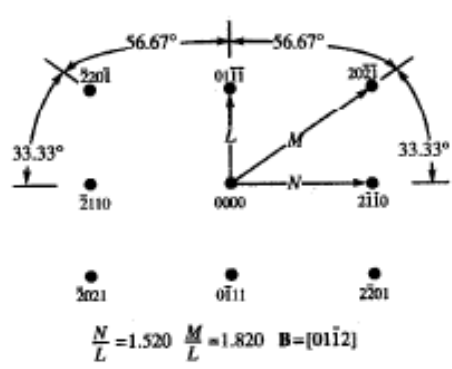
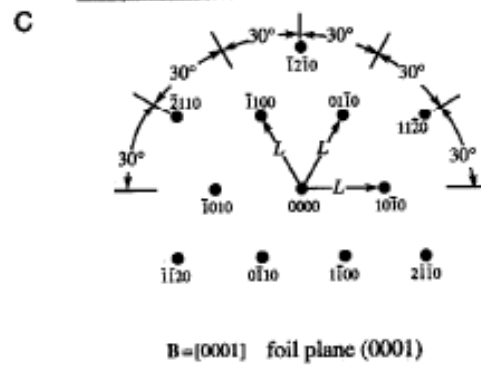
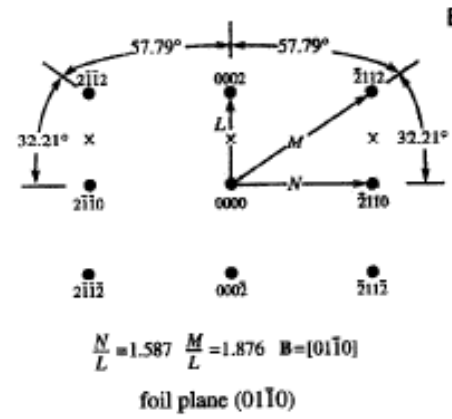
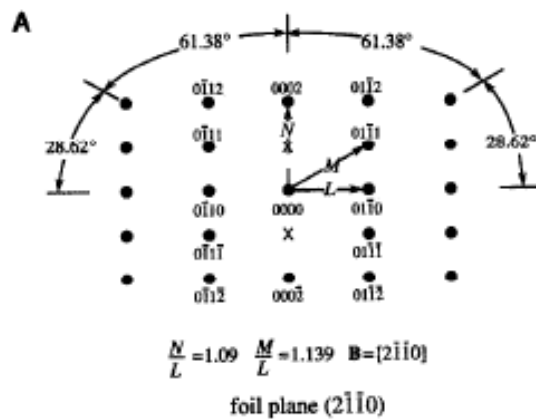


Рис.Д6.2.3. Шесть схем стандартных дифракционных картин для гпу структуры.



# 3. Точечные дефекты кристаллической решетки

## 3.1 Понятие кристаллической структуры, моно и поликристаллы.

Реальный кристалл отличается от идеального наличием тепловых колебаний атомов, их диффузией (миграцией) и наличием различных дефектов, нарушающих правильность кристаллической решетки.

Поэтому строение реального кристалла называется **кристаллической структурой** (у идеального кристалла – кристаллическая решетка).



Рис.14

Реальные кристаллы внутри имеют правильную кристаллическую решетку, но неправильную внешнюю форму. Это объясняется тем, что кристаллизация из расплава идет одновременно из многих центров кристаллизации и в процессе их роста они соприкасаются и мешают росту друг друга.

Кристаллы с правильным внутренним строением, но неправильной внешней формой называются **монокристаллами** или **кристаллитами**. Кристаллиты округлой внешней формы называются **зернами**, а ветвистые, древовидные – **дендритами**.

Совокупность множества кристаллитов называется **поликристаллом**.

Все металлы – кристаллиты.

Свойства кристалла зависят от природы атомов и сил взаимодействия между ними, а последние – от расстояний между атомами. **Анизотропией** называется различие свойств кристалла по разным направлениям (т.к.расстояния между атомами различны)

### 3.2 Вакансии, дислоцированные и примесные атомы

Атомы в узлах решетки совершают непрерывные колебания около положения устойчивого равновесия и, следовательно, расстояния между двумя соседними атомами непрерывно изменяются в пределах этих колебаний. Соответственно происходит изменение сил и перераспределение энергии между ближайшими атомами. Это перераспределение энергии **называется флуктуацией**.

Для того, чтобы атом покинул узел решетки он должен получить избыток энергии, превышающий энергетический потенциал, удерживающий его в узле. Этот избыток он может получить от атомов ближайшего окружения в результате флуктуации энергии. В силу случайного стечения обстоятельств в некотором очаге флуктуации может возникнуть пиковая энергия, достаточная для выброса конкретного атома из узла решетки и внедрения его в междоузлие. В результате нарушается правильность строения решетки и возникает ее дефект.

Различают дефекты: точечные, линейные и объемные

**Точечные дефекты** локализуются в отдельных точках и искажают решетку в пределах нескольких межатомных расстояний во всех трех измерениях, а вне этого дефекта решетка остается правильной.

**Линейные дефекты** искажают решетку в пределах нескольких межатомных расстояний только в двух измерениях, а в третьем это искажение имеет значительную протяженность, например до границы зерна, т.е. искажение вытянуто по одному из направлений.

**Объемные дефекты** – это трещины, микропустоты, включения другой фазы

## Вакансии, дислоцированные и примесные атомы

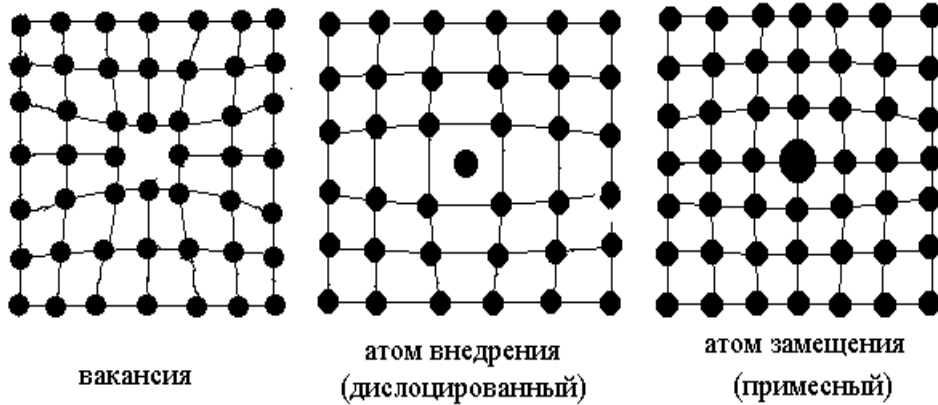


Рис.15

Вакансия – пустой узел решетки, из которого ушел атом

Дислоцированный атом – атом, внедрившийся в междоузлие решетки

Примесной атом – инородный атом, заместивший в узле атом основного металла

Основным источником вакансий является свободная поверхность, с которой под воздействием флуктуации атом может испариться или адсорбироваться

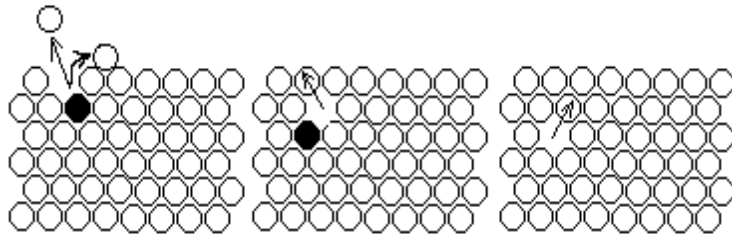


Рис.16

Образование вакансии в результате выхода атома на поверхность называется дефектом Шоттки. Число вакансий увеличивается с увеличением температуры, что связано с увеличением амплитуды тепловых колебаний и, соответственно, энергии этих колебаний.

Если атом выброшен в междоузлие, то наряду с вакансией образуется и дислоцированный атом ( парный дефект Френкеля).

Источником вакансий являются также границы зерен, пустоты, трещины, где нарушена правильность строения кристаллической решетки.

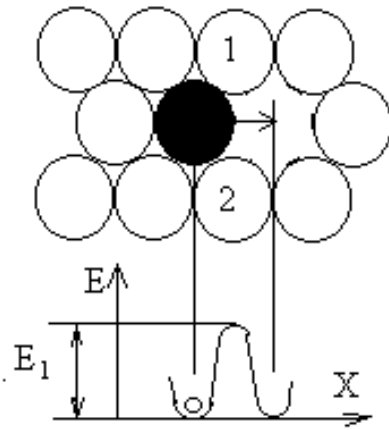


Рис.17

## График изменения энергии атома при выходе из узла плотноупакованной решетки

В узле атом обладает минимумом энергии  $E$ . Протискиваясь между атомами 1 и 2 атом должен раздвинуть решетку и преодолеть энергетический барьер  $E_1$ . Избыточную энергию он получает от соседних атомов в результате флуктуации и отдает ее, занимая место уже в новом узле.

Атомы примесей могут размещаться либо в междоузлии ячейки (атом внедрения), либо занимать место основного атома (атом замещения). Т.к. чужеродные атомы по размерам отличаются от атомов основного металла, их присутствие искажает решетку.

### 3.3 Движение атомов в кристалле, механизмы диффузии.

Атомы не только колеблются около положений равновесия, но и меняют свои положения, совершая скачки в вакансии и междоузлия, т.е. перемещаются внутри кристалла. Эти перемещения носят хаотический характер и называются **самодиффузией атомов**.

## Механизмы самодиффузии

**А – вакансионный механизм.** Атом из узла перемещается в соседнюю вакансию. Это наиболее распространенный механизм, т.к. требует наименьших энергетических затрат

**Д- простой обменный механизм.** Два соседних атома меняются местами.

**Б – циклический обменный механизм.** Согласованный поворот группы атомов, при котором каждый занимает место предыдущего, а последний – первого. Это снижает энергетические затраты по сравнению с простым обменом.

**Г – простой междуузельный механизм.** Атом переходит из одного междуузелья в другое.

**В - междуузельный механизм вытеснения.** Атом из междуузелья выталкивает ближайшего соседа из узла и становится на его место. Вытесненный атом становится в междуузелье и т.д.

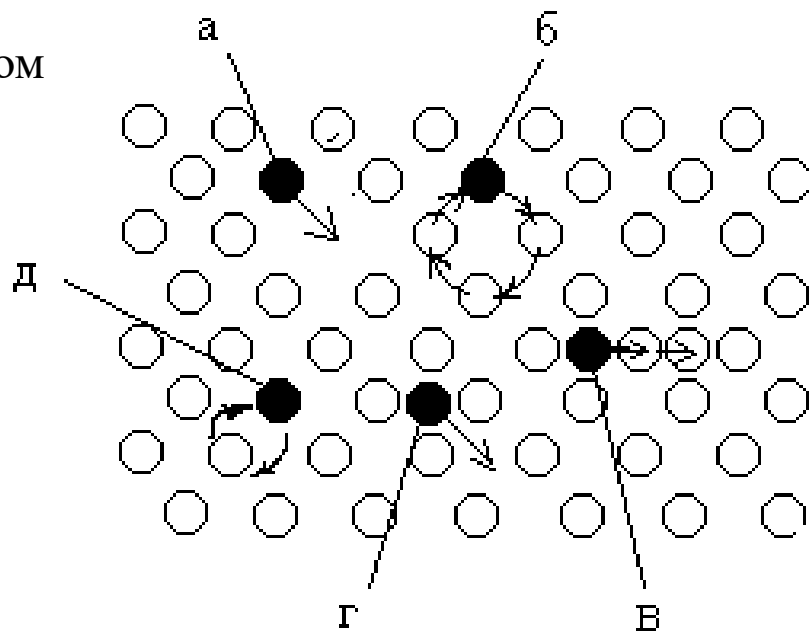
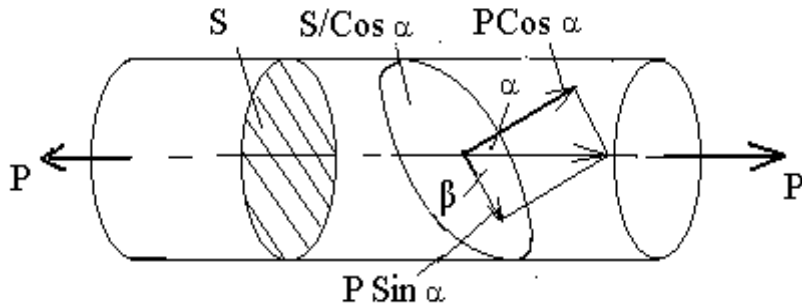


Рис.18

# 4. Деформация монокристалла

## 4.1 Понятие напряжения и деформации



Напряжением  $\sigma$  называется отношение приложенной силы к площади поперечного сечения тела.

В нормальном сечении  $\sigma = \frac{P}{F}$

В косом сечении под углом  $\alpha$  площадь  $S_1 = S / \cos \alpha$ , а сила может быть разложена на нормальную к этому сечению  $P_1 = P \cos \alpha$  и касательную  $P_2 = P \sin \alpha$ , действующую в плоскости этого сечения. Соответственно, в наклонной площадке будут действовать два напряжения:

**нормальное**  $\sigma = \frac{P \cos \alpha}{S / \cos \alpha} = \frac{P}{S} \cos^2 \alpha$  и **касательное**  $\tau = \frac{P \sin \alpha}{S / \cos \alpha} = \frac{P}{S} \sin \alpha \cos \alpha$

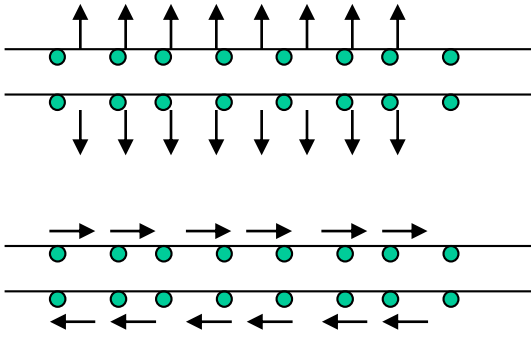
Учитывая, что  $\sin \alpha = \cos \beta$   $\tau = \frac{P}{S} \cos \alpha \cos \beta$ .

Обозначим  $\sigma_n = \frac{P}{S}$  и  $m = \cos \alpha \cos \beta$  ( фактор Шмида ), получим  $\tau = m \sigma_n$ .

**Максимальное значение  $m = 0,5$  получается при  $\alpha = 45$  град., следовательно  $\tau_{\max} = 0,5 \sigma_n$**

Максимальные касательные напряжения действуют в площадках, наклонных под углом 45 град к действующей силе.

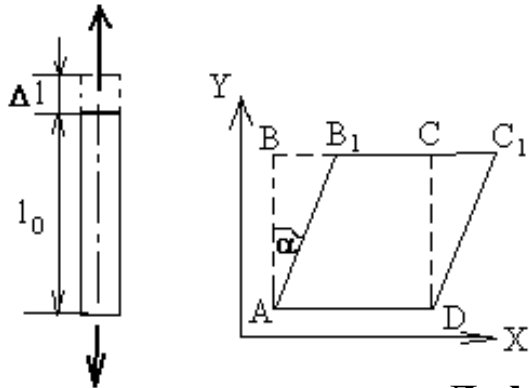
## Напряжения и деформации



Нормальные напряжения стремятся оторвать атомные плоскости друг от друга, а касательные-сдвинуть эти плоскости одну относительно другой.

**Деформацией** называется изменение размеров тела под действием внешней силы.

Изменить размеры тела путем отрыва атомных плоскостей нельзя, это будет не деформация, а разрушение. Деформация происходит только путем сдвига атомных плоскостей, т.е. под действием касательных напряжений.



**Абсолютная деформация –  $\Delta l$**

**Относительная деформация –  $\varepsilon_E = \Delta l / l_0$**

**Относительный сдвиг  $\gamma = \operatorname{tg} \alpha = BB_1 / AB$**

-это смещение вдоль оси X к расстоянию вдоль оси Y

Рис.20

**Деформация кристалла под действием внешней силы является результатом сдвигового процесса атомных плоскостей**

## Виды и меры деформации

Деформации появляются при изменении расстояний между точками.

Для одноосного растяжения стержня, начальной длиной  $L$  до конечной длины  $l$ .

Относительная деформация (малая деформация, инженерная деформация, деформация Коши)

$$\varepsilon = \varepsilon_E = \frac{l - L}{L}$$

Конечная деформация (деформация Грина)

$$\varepsilon_G = \frac{l^2 - L^2}{2L^2}$$

Логарифмическая деформация (деформация Генки)

$$\varepsilon_L = \int_L^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{L}$$



## 4.2 Механизм сдвиговой деформации

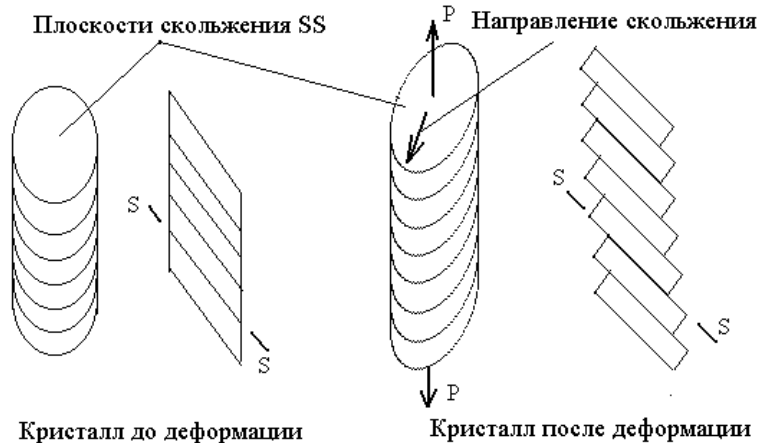
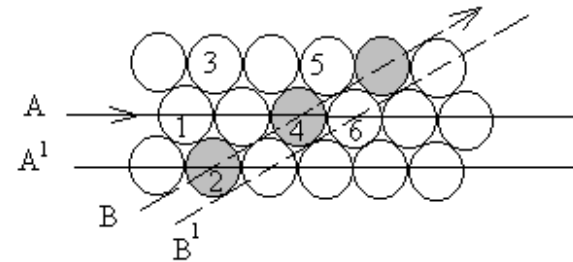


Рис.21

Под действием внешней нагрузки в кристалле происходит направленное скольжение одних тонких слоев кристалла относительно других



Сдвиг происходит – по плоскостям наиболее плотной упаковки атомов  
– в направлении наиболее плотного расположения атомов  
(легче сдвинуть плоскости A и A<sub>1</sub>, чем плоскости B и B<sub>1</sub>, см рис. )

Деформация может происходить и путем **двойникования**:

-каждая атомная плоскость смещается относительно плоскости двойникования BC на расстояния, пропорциональные расстоянию этой плоскости от плоскости двойникования. В результате атомы деформированной части кристалла занимают положение зеркальное атомам недеформированной части относительно плоскости двойникования

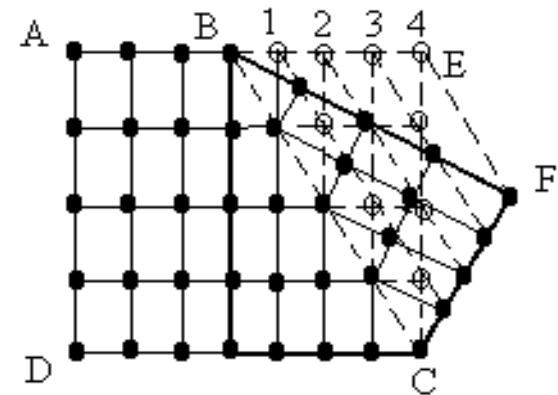


Рис.23

### 4.3. Напряжение сдвига атомных плоскостей

Расчет по гипотезе **Я. Френкеля** предполагает, что **все атомы** в плоскости сдвига смещаются относительно другой атомной плоскости **одновременно**.

График силы и энергии при сдвиге ( по Френкелю)

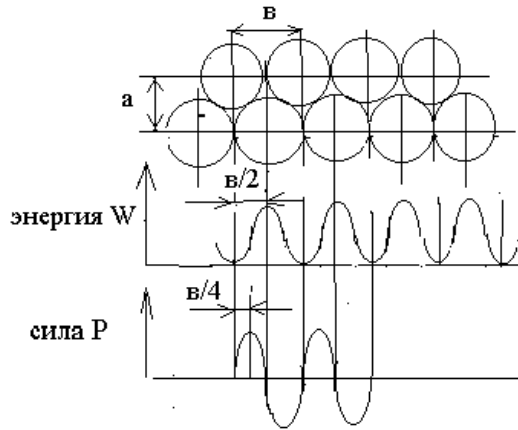


Рис.24

Сила , как производная от энергии по пути, будет тоже периодической функцией, но уже с максимумом на пути «  $x = b / 4$ ».

Было принято, что сила сдвига  $P$  и соответствующее ей **касательное напряжение  $\tau$**  **изменяются по закону синусоиды**

$$\tau = k \sin 2\pi x/b \quad (1)$$

где  $k$  - коэффициент,  $x$  - текущее смещение,  $b$  - полное смещение,  $x / b$  - относительное смещение атома.

При  $x = b/4$ ,  $\sin = 1$  и  $\tau = \tau_{\max}$ .

Каждый атом в своем равновесном положении обладает минимумом энергии  $W$  и для выведения из этого положения нужно приложить силу  $P$  и затратить энергию  $> W$ .

Поскольку при переходе в новое равновесное положение его энергия снова минимальна (с переходом через максимум), следовательно функция энергии – периодическая с изменением от минимума до максимума на пути «  $x = b / 2$ ».

## Напряжение сдвига атомных плоскостей

Для малых смещений можно принять допущения:  $\sin\alpha \approx \alpha$  и  $\tau = G \gamma$ , где  $G$  - модуль сдвига,  $\gamma = x/a$  – относительный сдвиг.

$$\text{Тогда } \tau = k \frac{2\pi x}{b} = G \frac{x}{a}, \text{ откуда коэффициент } k = \frac{b G}{2\pi a}$$

После подстановки  $K$  в формулу 1 получаем формулу для касательных напряжений

$$\tau = \frac{bG}{a2\pi} \sin \frac{2\pi x}{b}$$

Максимальное ( критическое ) касательное напряжение будет при  $x = b/4$  :

$$\tau_{кр} = \frac{b G}{2\pi a} \quad \text{При } a \sim b \text{ получим: } \tau_{кр} \approx \frac{G}{2\pi}$$

$G \approx 1000 - 10000 \text{ кг/мм}^2$ , тогда  $\tau_{кр} \approx 100 - 1000 \text{ кг/мм}^2$ .

Это его теоретическое значение. В действительности экспериментально установлено, что критическое сдвигающее напряжение на **2 - 3 порядка ниже**, чем определенное теоретически. Следовательно, представление об одновременном смещении всех атомов одного слоя по отношению к атомам другого слоя противоречит действительности и сдвиг происходит последовательно – от атома к атому.

## 5. Дислокации

### 5.1 Понятие дислокации

**Дислокация** – линейный дефект кристаллической решетки при котором искажение решетки по двум координатам распространяется в пределах нескольких атомных расстояний, а по третьей координате – на значительное расстояние (например, до границы зерна).

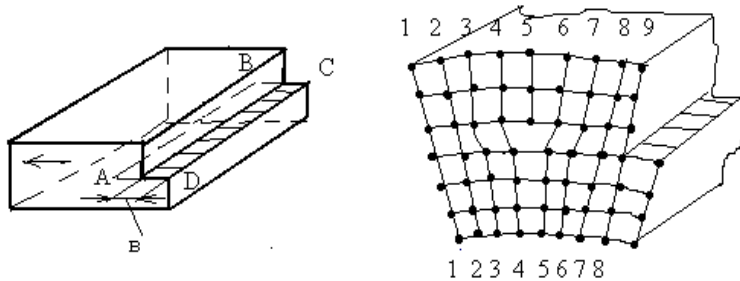


Рис.25

На рис. слева показан сдвиг верхней части кристалла, охвативший не всю поверхность скольжения, а только ее часть ABCD, где АВ – граница сдвига, **в** – **единичный сдвиг от одной дислокации**.

На рис. справа показан поперечный разрез кристалла, где **неполная атомная плоскость 5** называется **экстраплоскостью**. Вокруг нижней

кромки экстраплоскости (соответствует т.А) концентрируется поперечное искажение решетки, которое распространяется вдоль всей линии АВ. Это и есть дислокация. Экстраплоскость действует как клин, изгибая решетку вокруг кромки дислокации. Краевой атом дислокации имеет меньше соседей, чем другие атомы.

### 5.2 Механизм перемещения дислокации

Значительное, на несколько порядков, расхождение теоретического и экспериментального усилий сдвига атомных плоскостей можно объяснить только тем, что **сдвиг происходит не одновременно, а от атома к атому**, что и снижает силу сдвига

Модель движения гусеницы и модель перемещения ковра дают наглядное представление о сдвиге атомных плоскостей путем последовательного перемещения атомов, что снижает общую силу сдвига



Рис.26

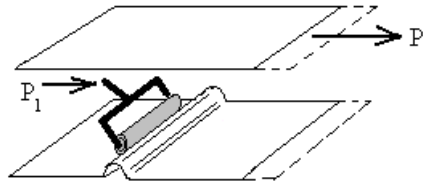


Рис.27

Экстраплоскость перемещается по плоскости скольжения от одного края кристалла к другому и, когда она выйдет на его свободную поверхность, верхняя часть кристалла сместится относительно нижней на одно межатомное расстояние.

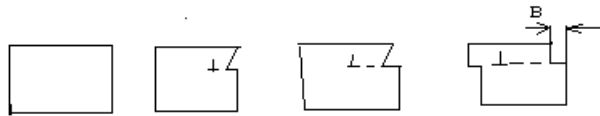


Рис.28

Механизм перемещения дислокаций на атомном уровне.

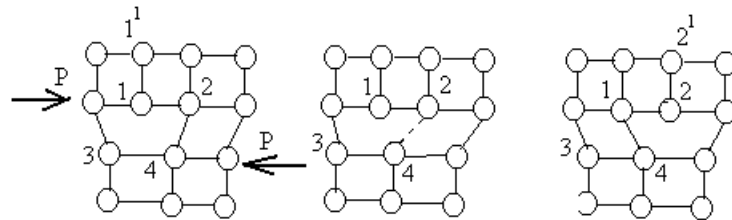


Рис.29

Силы взаимодействия атомов зависят от расстояния между ними. В зоне дислокации **расстояния 1-3 и 1-4 увеличены и связи между этими атомами утрачены.**

При сдвиге **1-4 уменьшается (связь восстанавливается)**, а **2-4 –увеличивается (связь рвется)**. В результате экстраплоскость 1-1 переместилась на шаг и заняла положение 2-2. Пробег дислокации от одной границы кристалла к другой – есть элементарный акт деформации кристалла на одно межатомное расстояние

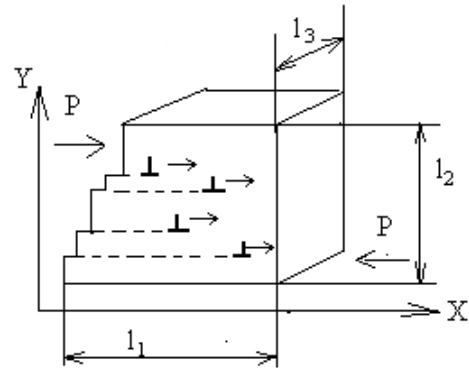
### 5.3 Плотность дислокаций

На рис. 30 показан кристалл с размерами  $l_1, l_2, l_3$ , в котором имеется  $n$  дислокаций.

Плотность дислокаций  $\rho = \frac{n}{l_1 l_2}$ , где знаменатель – площадь поверхности, пересекаемой дислокациями. Таким образом,  $\rho$  – это число дислокаций, пересекающих единицу поверхности кристалла. Если считать, что все дислокации прямолинейны и перпендикулярны площадке, то, умножая на  $l_3$ , получим

$$\rho = \frac{n}{l_1 l_2} = \frac{n l_3}{l_1 l_2 l_3} = \frac{\sum l}{V} \quad \text{где } \sum l \text{ – суммарная длина всех дислокационных линий}$$

Рис.30



Т.е. другая мера плотности дислокаций – это суммарная длина дислокационных линий, приходящаяся на единицу объема кристалла.

Изменение размера кристалла, связанное с одной дислокацией при ее пробеге «х»:

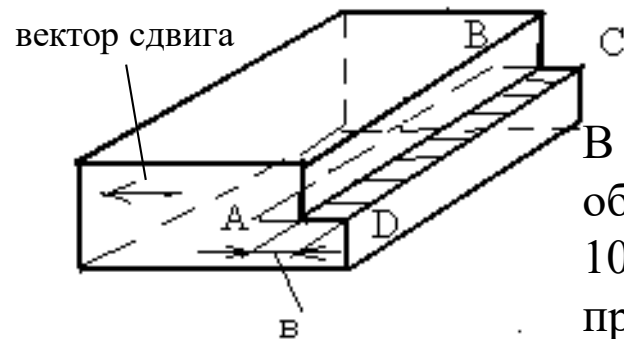
$$\delta = v \frac{x}{l_1} \quad \text{Понятно, что при } x = l_1 \text{ получим } \delta = v. \text{ Полное изменение размера } \Delta \text{ кристалла в направлении оси } X \text{ будет равно сумме тех смещений } \delta, \text{ которые связаны с каждой дислокацией, т. е. } \Delta = \delta_1 + \delta_2 + \dots + \delta_n = \frac{v n \bar{x}}{l_1}$$

где  $\bar{x}$  – усредненная по всему кристаллу длина пробега дислокаций.

$$\text{Относительный сдвиг } \gamma = \frac{\Delta}{l_2} = \frac{v n \bar{x}}{l_1 l_2} \quad \text{или} \quad \gamma = v \rho \bar{x} \quad \text{При } \gamma = 10\%, \\ v = (2-3) \cdot 10^{-8} \text{ см} \quad \rho = 10^{13} \text{ см/см}^3. \text{ Общая длина дислокаций в 1 см. куб. (} > \text{ расст. } 3 - L)$$

## 5.4 Краевая дислокация

Линейная дислокация, образованная наличием неполной атомной плоскости (экстраплоскости), называется краевой дислокацией.



В плоскости, перпендикулярной краю экстраплоскости, область искажения решетки имеет малые размеры – от 2 до 10 атомных диаметров, а вдоль края экстраплоскости имеет протяженность до границы зерна..

Условно можно представить, что искажение решетки находится внутри трубы, осью которой является край экстраплоскости

Краевая дислокация **может быть положительной или отрицательной**, в зависимости от того, в верхней или в нижней части кристалла находится экстраплоскость.

**Дислокации одного знака, действующие в одной плоскости, взаимно отталкиваются, противоположного знака – притягиваются и при встрече уничтожаются (решетка восстанавливается).**

Дислокация представляет собой границу зоны сдвига и отделяет ту часть плоскости скольжения, где сдвиг уже произошел, от той части, где сдвиг еще не начинался.

**Краевая дислокация перпендикулярна вектору сдвига, а движется в направлении вектора сдвига.**

## 5.5 Винтовая дислокация

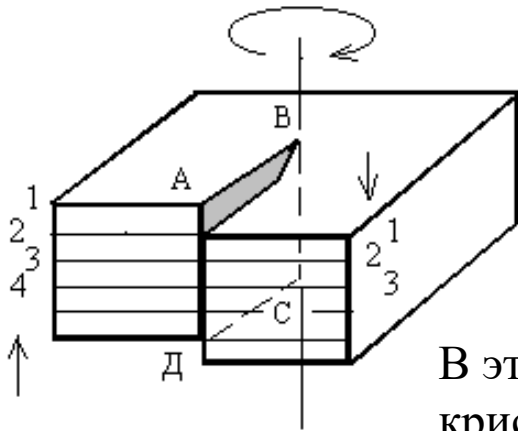


Рис.31

Дислокация, образованная поперечным сдвигом одной части кристалла относительно другой так, чтобы атомные плоскости сдвигаемой части сместились относительно исходного положения на одно межатомное расстояние, называется **винтовой дислокацией**.

В этом случае правильная решетка сохранится во всем объеме кристалла, кроме **локальной зоны вдоль линии ВС**, ограничивающей сдвигаемую часть кристалла. В этой локальной зоне смещение атомов происходит на расстояние, меньшее межатомного расстояния (периода решетки).

Поскольку все атомные плоскости оказываются изогнутыми по винтовой линии, дислокация называется винтовой, а **линия ВС – линией винтовой дислокации**.

В плоскостях, перпендикулярных ВС, искажение решетки не превышает нескольких атомных диаметров, а в продольном направлении это искажение идет вдоль линии ВС.

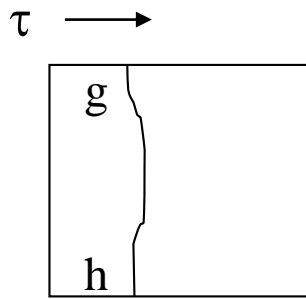
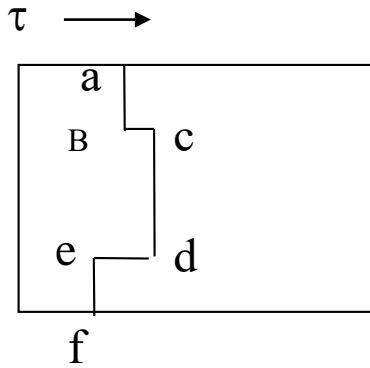
После того, как дислокация полностью пересечет кристалл от передней грани до задней, правая часть окажется сдвинута относительно левой на период решетки.

**Дислокация может быть правой и левой** в зависимости от того, в какую сторону закручена винтовая линия при виде сверху: по часовой стрелке – правая, против – левая.

**Линия дислокации параллельна** вектору сдвига, **направление движения – перпендикулярно** вектору сдвига



## 5.6 Смешанная дислокация



Дислокация не может закончиться внутри кристалла, не соединяясь с другой дислокацией или не выйдя на границу кристалла, т.к. она является границей зоны сдвига

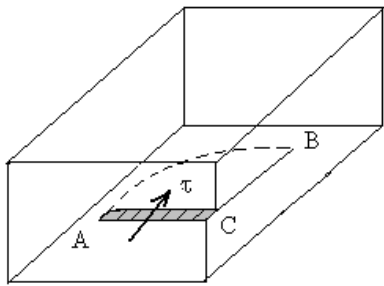


Рис.33

Граница зоны сдвига abcdef (линия дислокации) образована участками, параллельными и перпендикулярными вектору сдвига, при этом на участках ав, cd и ef – дислокация краевая, на участках bc и ed – винтовая. Общий случай – криволинейная линия дислокации gh, где **на участках непараллельных и неперпендикулярных вектору сдвига имеет место смешанная дислокация.**

На рисунке АВ – граница зоны сдвига (линия дислокации). Вблизи т. А дислокация винтовая, вблизи т. В – краевая. В промежуточных точках дислокация смешанная. Винтовая скользит влево, краевая – вперед. При выходе обоих на свободные поверхности верхняя часть кристалла окажется сдвинутой относительно нижней на одно межатомное расстояние в направлении вектора сдвига.

Т.к. винтовая дислокация переходит из одной плоскости в другую, то в общем случае и линия смешанной дислокации, и поверхность скольжения не лежат в одной плоскости.

## 5.7 Контур и вектор Бюргера

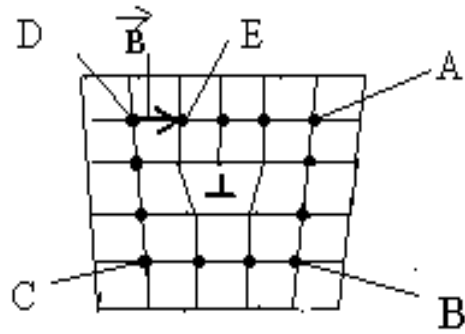
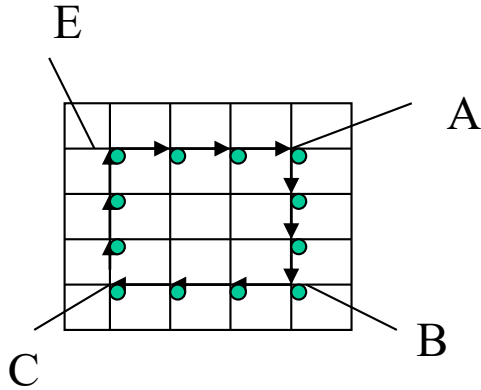


Рис.36

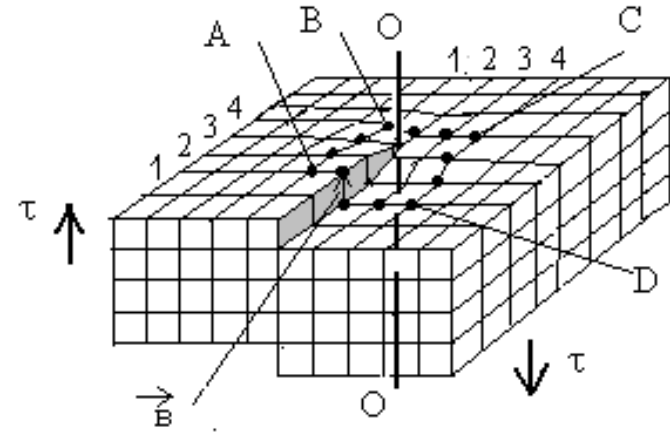


Рис.35

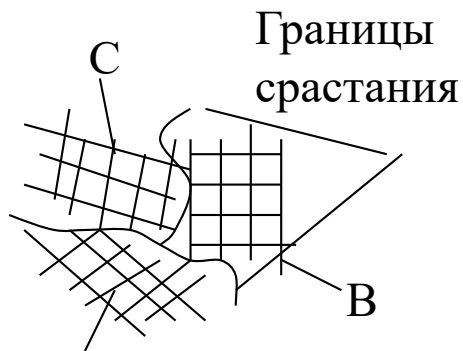
**Численной характеристикой**, показывающей искажение решетки дислокацией, является вектор Бюргера.

**Вектор Бюргера – это дополнительный вектор, который необходимо ввести в контур, описанный вокруг дислокации, чтобы замкнуть соответствующий ему контур в решетке идеального кристалла, разомкнувшийся из-за наличия дислокации**

Слева – контур в идеальной решетке, образованный путем обхода некоторой зоны от атома к атому так, чтобы число атомов на противоположных сторонах было одинаковым. Справа – соответствующий ему контур Бюргера, описанный вокруг дислокации, образовавшейся в этой зоне. Чтобы замкнуть контур ABCE, необходимо ввести в правый контур дополнительный вектор Бюргера « $\vec{b}$ » (DE).

Для винтовой дислокации, чтобы замкнуть участок контура DA, также необходимо ввести вектор « $\vec{b}$ ». **Вектор Бюргера  $\perp$  линии краевой и  $\parallel$  линии винтовой дислокации**

## 5.8 Размножение дислокаций



Изначально дислокации возникают при кристаллизации из расплава на границах срастания зерен, имеющих разную ориентировку кристаллографических осей. Т.к. общая протяженность всех границ очень велика, количество дислокаций в них огромно ( $10^6 - 10^8$ ) дислокаций на 1 см. кв.

А Рентгено- структурным анализом установлено, что после деформации плотность дислокаций увеличивается еще на 3 – 4 порядка. Это говорит о том, что в процессе деформации происходит зарождение новых дислокаций или размножение исходных..

Англ. ученые Франк и Рид установили, что каждая исходная дислокация в процессе деформации является источником новых дислокаций, т.е. генерирует дислокации.

Наглядной моделью источника Франка –Рида является процесс образования мыльных пузырей с помощью трубки.

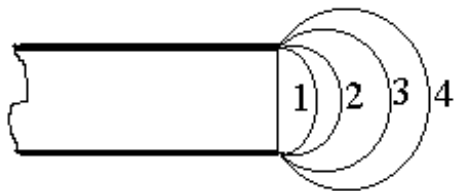
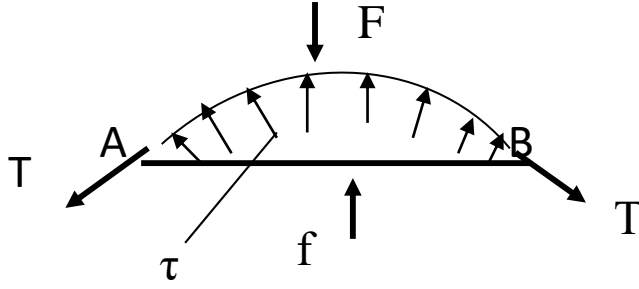


Рис.37

До тех пор, пока пленка не примет форму полусферы (стадия 2) процесс образования пузыря является неустойчивым: при уменьшении давления пленка сокращается. После полусферы процесс развивается уже автономно, даже при уменьшающемся давлении и после отделения пузыря от трубки начинает формироваться следующий пузырь.

Внутренние и внешние силы, действующие на дислокацию.



Поскольку все атомы взаимосвязаны силами взаимного притяжения, линию дислокации АВ можно моделировать как упруго растянутую нить, закрепленную по краям, на границах зерна или в точках встречи с другой дислокацией.

На дислокацию действуют 2 силы: внешняя  $f$ , вызывающая касательные напряжения  $\tau$  и изгибающая линию дислокации, и внутренняя

сила упругости нити  $F$ , стремящаяся восстановить форму. Сила  $F$  может быть разложена на две силы  $T$  – силы натяжения нити.

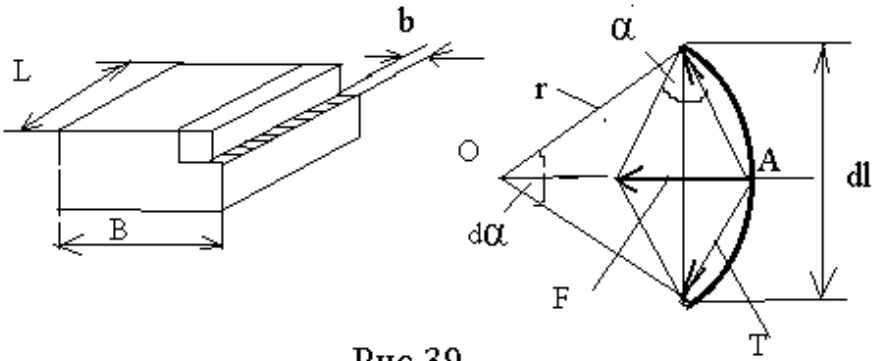


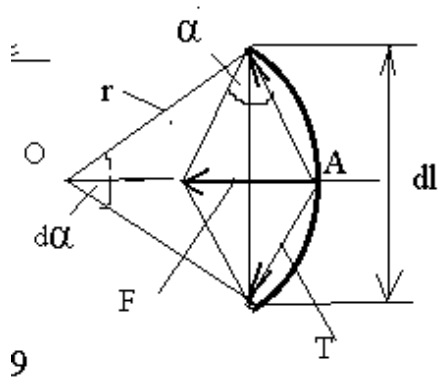
Рис.39

В кристалле с размерами  $B \ll L$  движется краевая дислокация, сместившая верхнюю часть на « $b$ ». Касательные напряжения  $\tau$  распределены по всей поверхности  $BL$  и при сдвиге на « $b$ » производят работу:

$$A_1 = \tau B L b, \quad \text{где } b \text{ – вектор Бюргерса}$$

Если принять  $f$  – единичная сила, действующая на единицу длины дислокации, то работа этой силы при пробеге на  $B$  будет :  $A_2 = fB$ , а на всей длине :  $A_2 = fBL$

$A_1 = A_2$  и  $f = \tau b$  Это справедливо для любой формы линии дислокации , причем единичная сила перпендикулярна линии дислокации в любой ее точке.



На элемент дуги действует сила:  $fdl = \tau bdl$

Противодействующая ей сила  $F = 2T \sin \alpha/2 \approx T \alpha$

$d\alpha = dl / r$ , тогда  $F = Tdl / r$

Сила натяжения дислокации ( без вывода) :  $T = aGb^2$

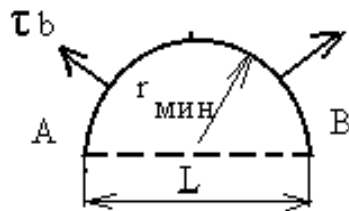
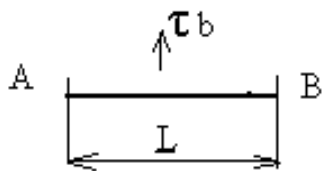
Где  $G$  - модуль сдвига,  $a = 0,5 - 1$  - коэффициент.

Тогда  $F = aGb^2 dl/r$

Приравнявая силу от внешних напряжений  $\tau bdl$  и внутреннюю силу от натяжения дислокации  $T$ , получим:

$\tau bdl = aGb^2 dl/r$  и  $\tau = Gab / r$

Из последнего выражения определяется радиус дуги, при котором приложенная сила уравнивает восстанавливающую.

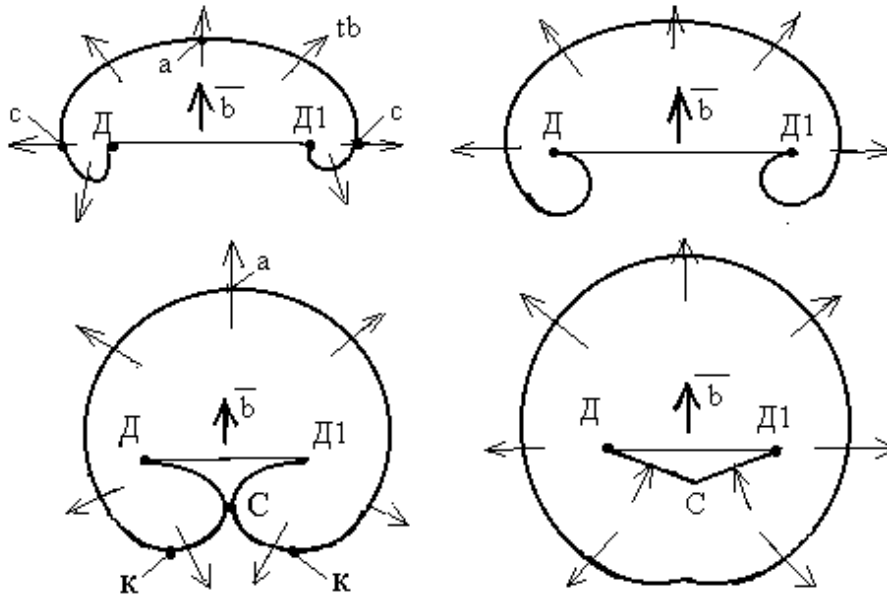


Из формулы следует, что  $\tau_{\max}$  достигается при  $r_{\min} = L / 2$ , т.е. когда дуга дислокации становится полуокружностью.

При подстановке  $a = 0,5$  и  $r_{\min} = 0,5L$

$\tau_{кр} = Gb / L$

Выгибание дуги до  $r_{кр} = L/2$  требует непрерывного повышения напряжения до  $\tau_{кр}$ , после чего петля будет расширяться без увеличения напряжения.



Расширение петли при закреплении ее концов в т.т. Д и Д1 приводит к закручиванию петли вокруг этих точек с образованием двух симметричных спиралей. При этом на линию дислокации в каждой точке все время действуют силы  $tb$ , перпендикулярные линии дислокации.

После встречи в т. С дислокаций противоположного знака они **взаимно уничтожаются** и

дислокация разделяется на две дислокации – замкнутую петлю и дислокацию ДСД1. Последняя возвращается в исходное состояние ДД1 и если напряжение продолжает действовать, то генерируется новая дислокационная петля.

Вблизи т.т. «а» и «к» дислокации – краевые, но противоположного знака.

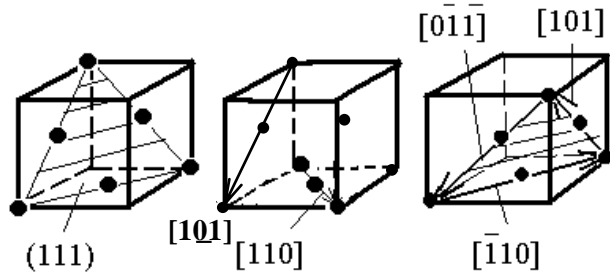
Вблизи т.т. «с» и «С» дислокации винтовые, но противоположного знака.

Каждая петля при своем распространении на плоскости скольжения производит единичный сдвиг. Многократной генерацией и образованием большого количества петель объясняются перемещения в тысячи межатомных расстояний, наблюдающиеся при пластической деформации металла.

## 6. Холодная пластическая деформация поликристалла

### 6.1 Система скольжения

Ввиду разной ориентации зерен пластическая деформация тела при нагружении начинается не во всех зернах одновременно, а прежде всего в тех, в которых плоскости скольжения совпадают с площадками действия наибольших касательных напряжений.



**Плоскость скольжения** – это наиболее плотно упакованная атомами плоскость решетки, а **направление скольжения** – направления, в которых расстояния между атомами минимальны. Плоскость и направление образуют **систему скольжения**.

В ГЦК – 4 плоскости скольжения семейства  $\{111\}$  и три направления скольжения в каждой семейства  $\langle 10\bar{1}\rangle$ , всего 12 систем скольжения.

В ОЦК – 6 плоскостей скольжения семейства  $\{110\}$  и 1 направление в каждой семейства  $\langle 100\rangle$ , всего – 6 систем скольжения.

В ГПУ – 1 плоскость скольжения  $\{0001\}$  и 3 направления семейства  $\langle 21\bar{1}0\rangle$ , т.е. 3 системы скольжения.

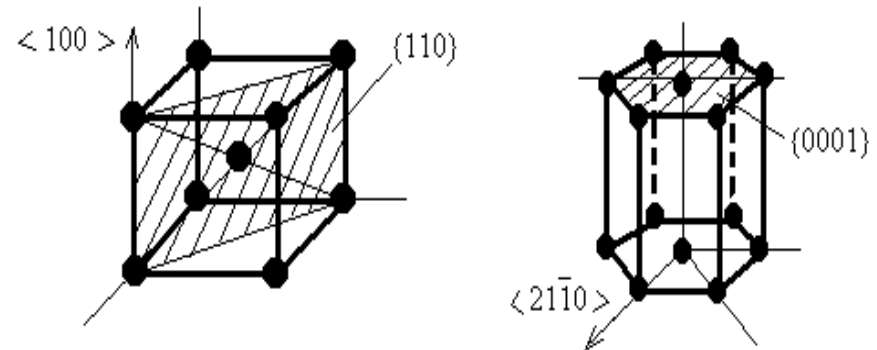


Рис.43

## 6.2 Внутрикристаллитная и межкуристаллитная деформации

Металл представляет собой конгломерат зерен, выросших из расплава в процессе кристаллизации. Неправильность внешней формы зерен и различие в направлениях кристаллографических осей в смежных зернах приводит к тому, что пограничный слой имеет нарушения правильности взаимного расположения атомов и насыщен дислокациями, примесями и неметаллическими включениями.

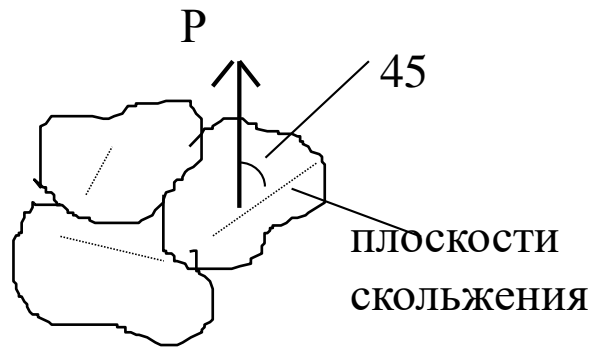
Общее остаточное формоизменение поликристаллического тела складывается из пластической деформации составляющих его зерен (это внутрикристаллитная деформация) и относительного смещения зерен (это межкуристаллитная деформация)

Ранее было показано, что касательное напряжение  $\tau = \sigma m$ , где фактор Шмида  $m = \cos\alpha \cos\beta$ . Поскольку максимальное значение  $m = 0,5$  при  $\alpha = \beta = 45^\circ$ , то  $\tau_{\max} = 0,5\sigma$  возникает в площадках, наклоненных под этим углом.

Когда под действием внешней силы возникает пластическое течение металла, это означает, что  $\tau$  достигло критического значения  $\tau_{\text{кр}}$ , вызывающего сдвиг атомных плоскостей.  $\tau_{\text{кр}}$  не зависит от ориентации плоскости и направления скольжения и является константой для данного металла.

Внутрикристаллитная деформация поликристалла протекает следующим образом. Поскольку зерна ориентированы по-разному деформация начнется не во всех зернах одновременно, а вначале в тех, у которых плоскости скольжения ориентированы относительно действующей силы под углом  $45^\circ$ , т.к. в них раньше возникнут  $\tau_{\text{кр}}$ .





В этих плоскостях возникнут дислокации, начнут действовать источники Франка-Рида и в результате начнется сдвиговая деформация.. По мере возрастания нагрузки  $\tau_{кр}$  будет достигнуто и в других зернах и в них также возникнут дислокации, т.е. В деформацию будет вовлекаться все большее и большее число зерен, пока деформацией не будет охвачен весь объем металла.

**Нормальное напряжение  $\sigma_t$ , соответствующее включению** в пластическую деформацию преобладающего **большинства зерен** металла, **называется пределом текучести** и является его характеристикой, содержащейся в справочниках.

**Межкристаллитная деформация** состоит в относительном смещении зерен относительно друг друга.

На границе зерен существует переходный слой, в котором нарушена закономерность расположения атомов.. Кроме того, по границам скапливаются нерастворимые примеси. Таким образом пограничные слои отличаются от внутренних слоев зерен своими физико-механическими свойствами. Атомы в этих слоях не находятся в положениях, соответствующих минимуму потенциальной энергии, следовательно их подвижность может быть больше, чем во внутренних слоях зерен, а их относительное перемещение может требовать относительно меньших касательных напряжений. Поэтому зерна смещаются друг относительно друга по границам, что и является процессом межкристаллитной деформации поликристалла.

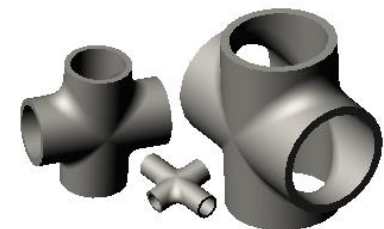
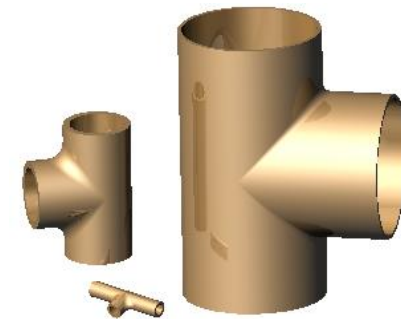
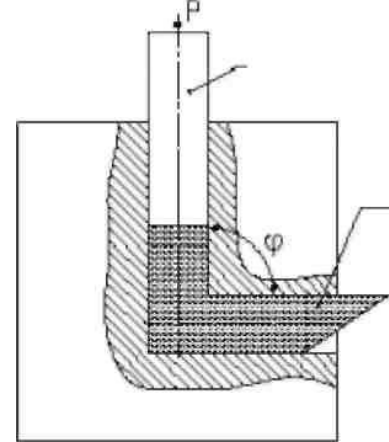
## Получение ультрамелкозернистых структур (наноструктурирование) на примере гидроштамповки

В настоящее время существуют три направления получения объемных **ультрамелкозернистых** (наноструктурных) материалов: контролируемая кристаллизация аморфных материалов, компактирование ультрадисперсных порошков и интенсивная пластическая деформация материалов с обычным размером зерна

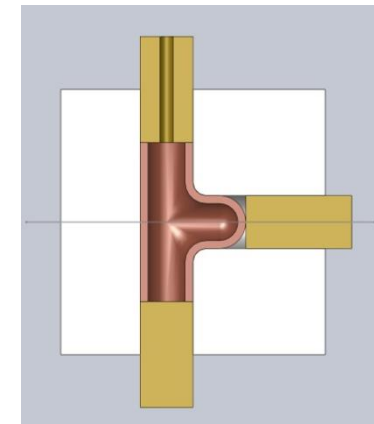
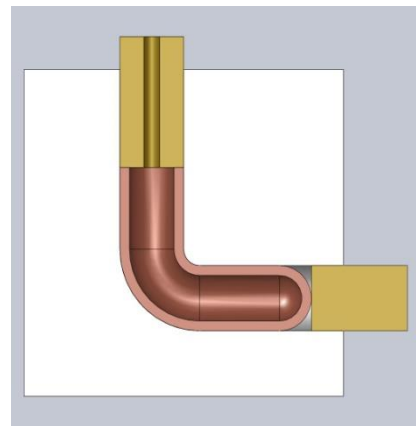
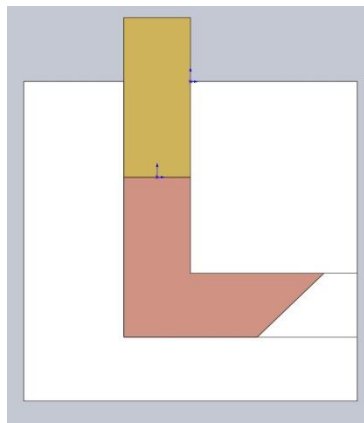
Первые работы, демонстрирующие возможность получения объемных наноструктурных металлов и сплавов интенсивной пластической деформацией, были выполнены в конце 80-х — начале 90-х годов Р.З. Валиевым с сотрудниками, использовавшими два метода интенсивной пластической деформации — кручение под высоким давлением и равноканальное угловое прессование.

Свойства **ультрамелкозернистых** материалов существенно отличаются из-за сильного влияния граничного слоя зерен. Ведь при диаметре зерна в 100 нм объемная доля поверхностного слоя уже более 6%, при 50 нм— 12%, при 10 нм— 60%, при 6 нм— 100%.

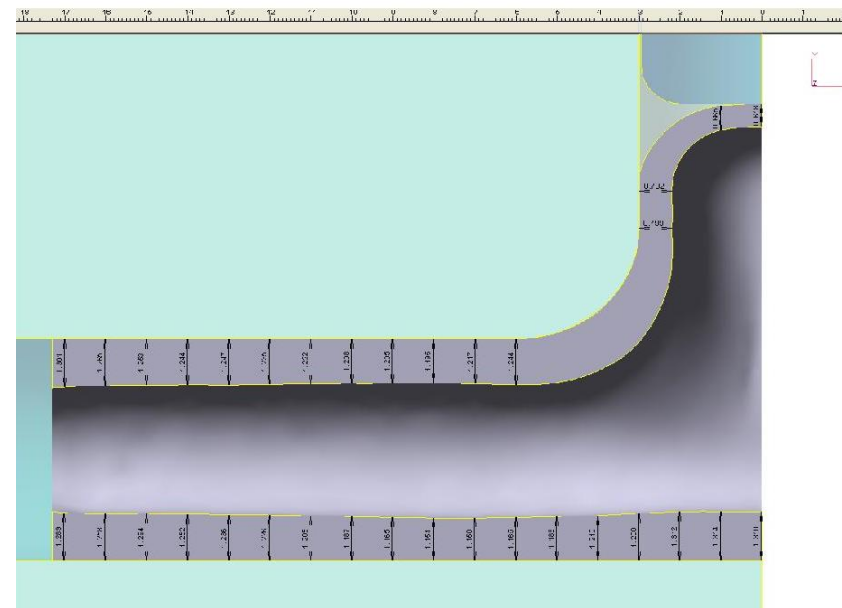
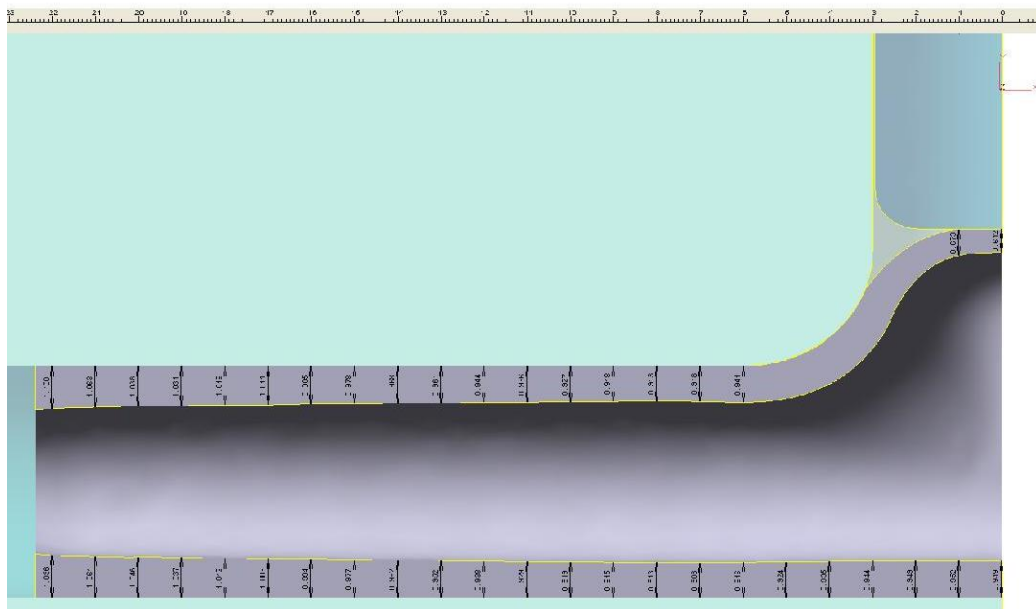
Твердость выше в 2-7 раз, предел текучести в 2-3 раза, временное сопротивление в 1,5 – 8 раз. Высокие демпфирующие свойства.



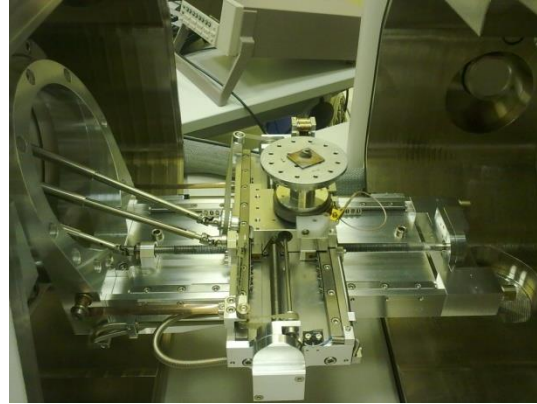
# Схемы пластической деформации заготовок



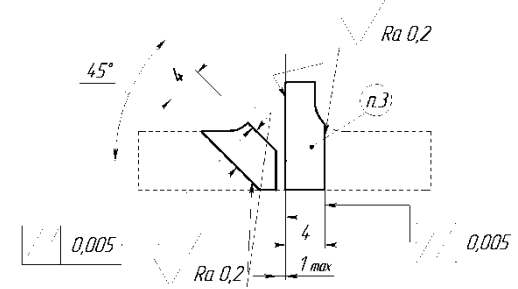
## Изменение толщины по всей длине тройника по переходам



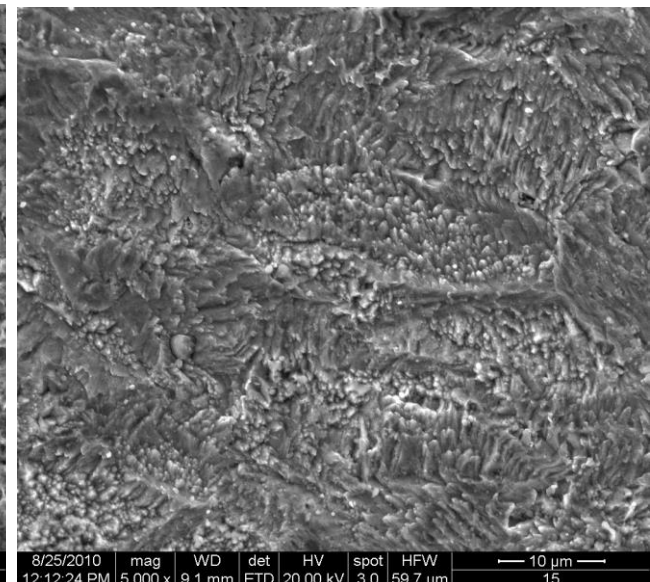
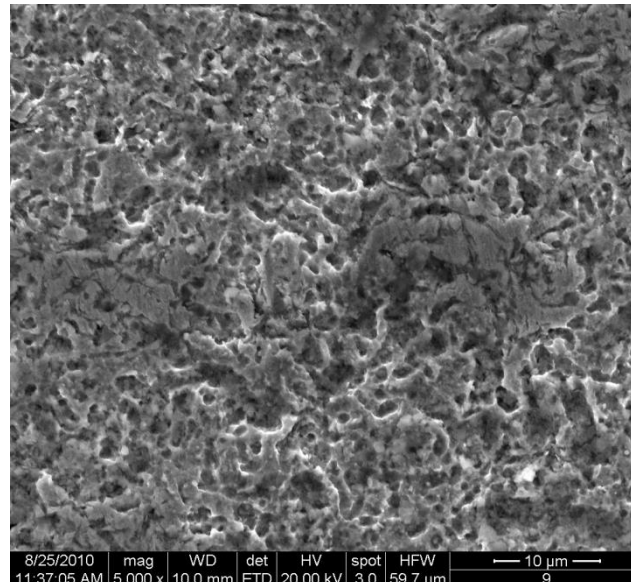
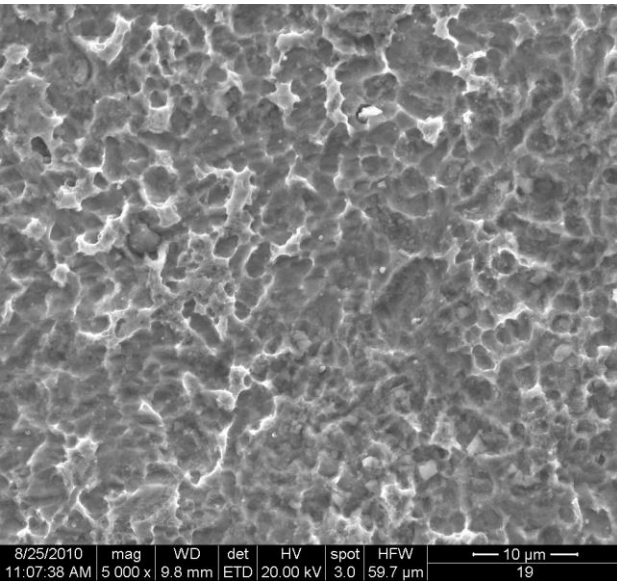
# Исследование структуры металла на растровом Электронном микроскопе FEI QUANTA 600 на предприятии ФГУП «Центр Келдыша»



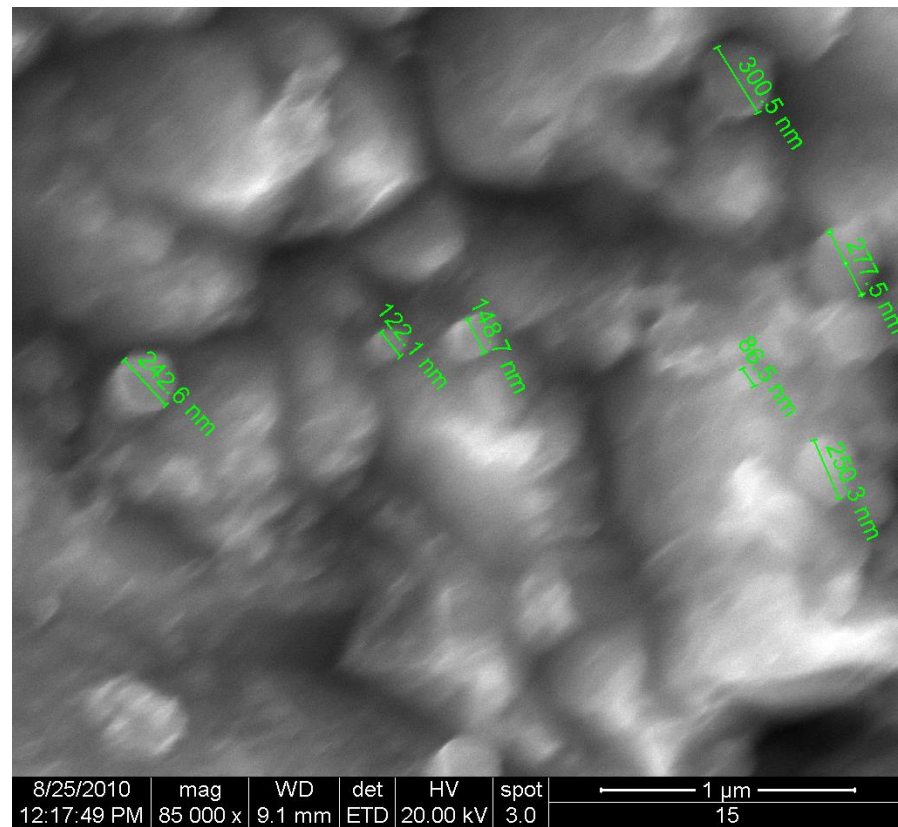
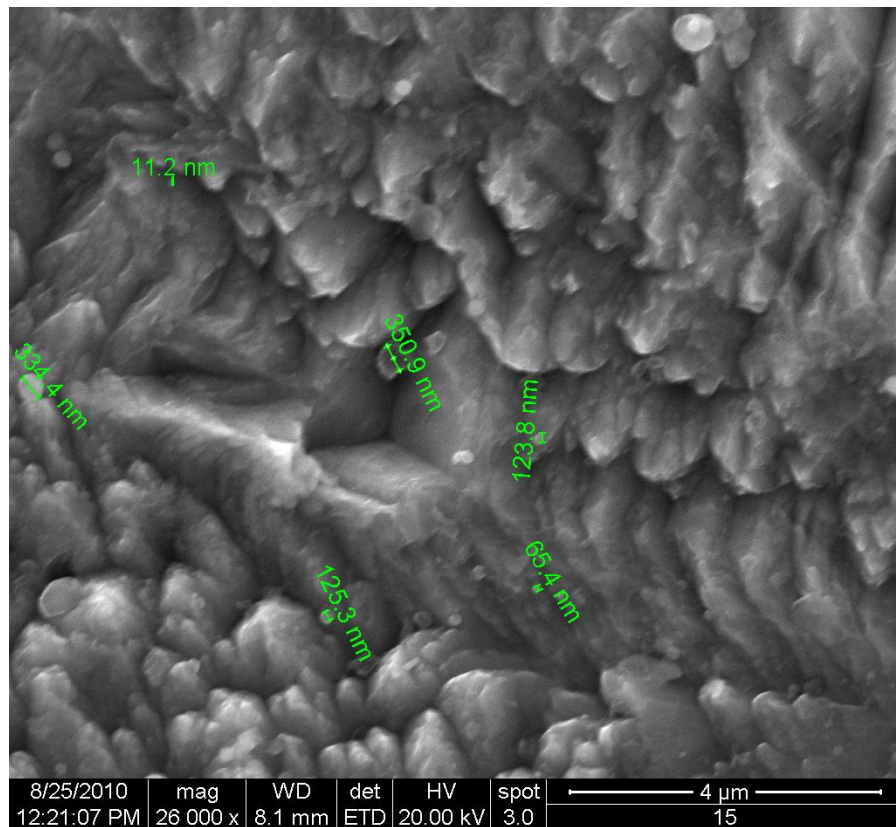
*Схема разрезки заготовки №1  
Разрезка тройника и шлифование образцов*



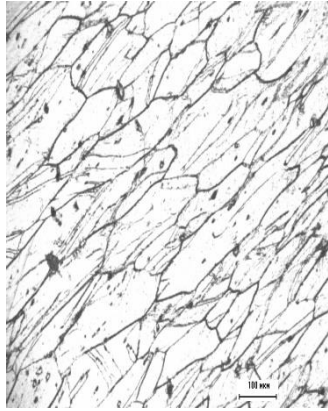
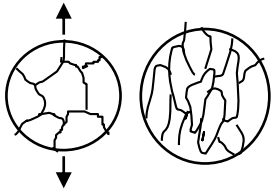
Структура металла, увеличение 5000. Фотографии металла в состоянии поставки, после 1-го перехода, после 2-го перехода и термообработки



# Структура металла после второго перехода гидроштамповки и термообработки, увеличение 26000 и 85000 соответственно

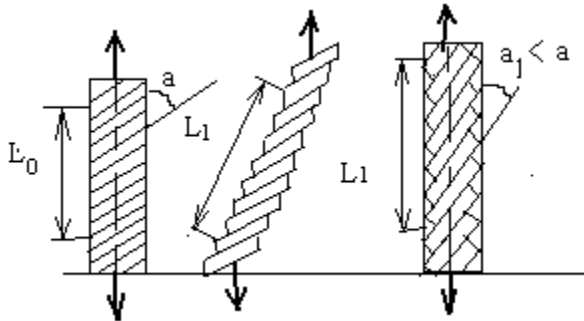


### 6.3 Полосчатость микроструктуры, текстура, остаточные напряжения.



Увеличение напряжения сверх предела текучести и пластическая деформация поликристалла приводит к тому, что зерна вытягиваются в направлении наиболее интенсивного течения металла. Эта вытянутость зерен, образовавшаяся в результате деформации, называется **полосчатостью микроструктуры**

Кроме того, в процессе деформации происходит поворот кристаллографических осей отдельных зерен в пространстве. Изначально зерна имеют различную ориентацию кристаллографических осей. Но при значительной деформации поликристалла кристаллографические оси всех зерен поворачиваются, приобретая одинаковую преимущественную ориентировку, которая называется **текстурой**. Это приводит к **анизотропии свойств** поликристалла.



Образование текстуры поясняется рисунком. Сдвиг слоев по плоскостям скольжения (угол  $a$ ) должен приводить к смещению торцов образца при растяжении. Поскольку торцы не смещаются, сдвиг возможен только при повороте плоскостей скольжения в направлении деформации растяжения. (угол « $a$ » больше « $a_1$ »).

## Остаточные напряжения

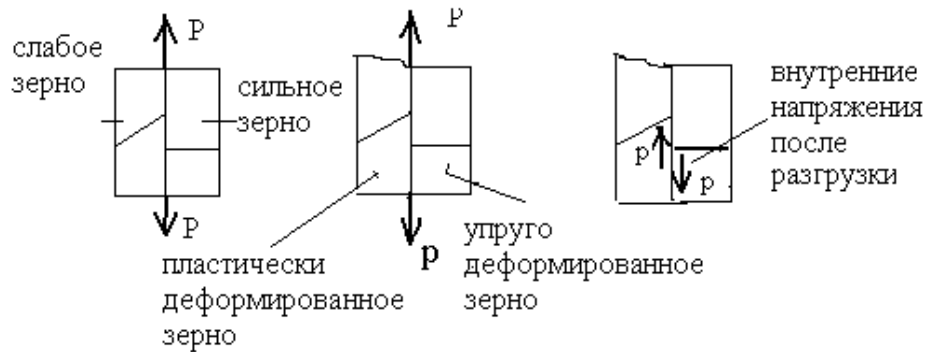


Рис. 47

**Разная ориентировка** плоскостей скольжения в разных зернах приводит к тому, что зерна при нагружении тела получают **разную по величине упругую и пластическую деформацию**.

Например, в двух смежных зернах, по разному ориентированных относительно действующей силы, относительно действующей силы,

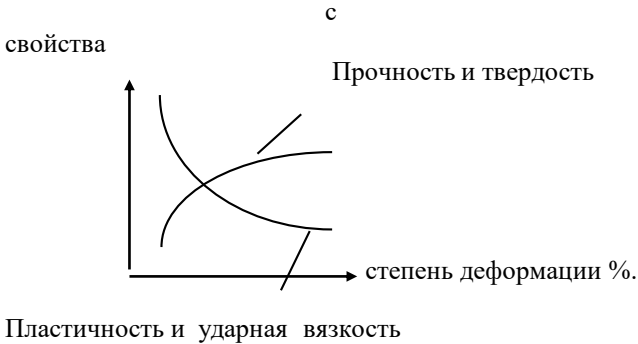
одно зерно уже пластически деформировалось (слабое зерно), а другое еще не вышло из стадии упругой деформации (сильное зерно). **Если теперь снять внешнюю нагрузку**, то в теле **возникнут внутренние остаточные напряжения 2-го рода**, связанные с остаточным воздействием смежных зерен друг на друга.

Остаточная пластическая деформация слабого зерна не дает возможности упруго деформированному сильному зерну вернуться в исходное состояние, следовательно сильное зерно будет испытывать растягивающие напряжения со стороны слабого зерна.

Пластически деформированное слабое зерно при разгрузке окажется под воздействием сжимающих напряжений со стороны упруго деформированного сильного зерна.

**Различают остаточные напряжения 1, 2 и 3 рода**. Первые уравниваются между отдельными частями тела, вторые – между зернами, третьи – между группами атомов (дислокации) .

## 6.5 Упрочнение при холодной пластической деформации



При холодной пластической деформации происходит **упрочнение** (наклеп) металла, которое заключается в том, что **увеличиваются все показатели сопротивления деформированию (пределы упругости, текучести, прочности и твердость)** при одновременном **снижении показателей пластичности металла (относительное удлинение, сужение)**. Под пластичностью понимается способность металла к деформации без разрушения.

Изменение физико-механических свойств металла при деформации **наз. упрочнением**.

**Причиной упрочнения** является значительное **возрастание числа дислокаций** с  $10^8$  до  $10^{12}$  на кв. см. При увеличении числа дислокаций их свободное перемещение сильно затрудняется взаимным влиянием и «застреванием» на участках пересечения плоскостей скольжения.

Особо эффективным барьером для продвижения дислокаций являются границы зерен, а т.к. при деформации происходит измельчение зерен, то увеличивается общая площадь границ, где происходит торможение дислокаций.

Застревание и торможение дислокаций препятствует их выходу на свободную поверхность, а, следовательно, препятствует формоизменению тела (уменьшение пластичности), с другой стороны увеличивается сила для продвижения дислокаций (увеличение прочности). В этом и состоит сущность упрочнения.



## 6.6 Напряжение текучести. Степень деформации. Кривые упрочнения

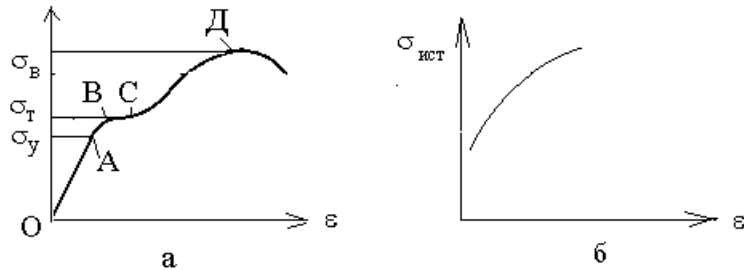


Рис.49

Механические свойства металла описываются диаграммами в координатах «напряжение – степень деформации», которые могут быть построены или **в условных** или **в истинных** напряжениях.

Эти диаграммы строятся по результатам испытаний цилиндрического образца **на растяжение** или **на сжатие**.

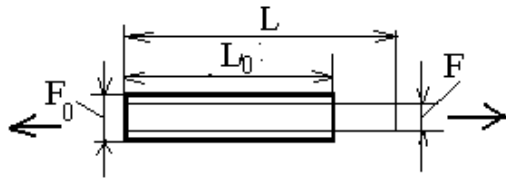


Рис.50

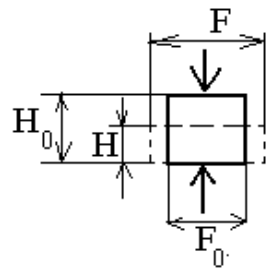


Рис.51

При испытании на растяжение степень деформации определяется:

Относительное удлинение  $\varepsilon = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (0 - \infty)$

Относительное сужение  $\psi = \frac{F - F_0}{F_0} \quad (0 - 1)$

При испытании на сжатие  $\varepsilon = \frac{H_0 - H}{H_0} \quad (0 - 1)$  и  $\psi = \frac{F - F_0}{F_0} \quad (0 - \infty)$

**Условным напряжением** называется отношение силы к исходному сечению образца во всем интервале деформаций.

**Истинным напряжением** называется отношение действующей силы к истинному значению площади поперечного сечения образца в каждый момент времени, учитывая изменение этой площади в процессе деформации.

Диаграмма  $\sigma = f(\varepsilon)$  в условных напряжениях имеет несколько характерных участков  
ОА – участок упругой деформации ( $\varepsilon < 1\%$ ), где действует закон Гука  $\sigma = E \varepsilon$   
Площадка текучести ВС имеется не у всех металлов. АС – переход в пластическое состояние.

Напряжение  $\sigma_t$ , соответствующее началу пластического течения и появлению остаточной деформации, называется **пределом текучести**

$\sigma_D$  соответствует моменту образования шейки, напряжение  $\sigma_B$  – **предел прочности**

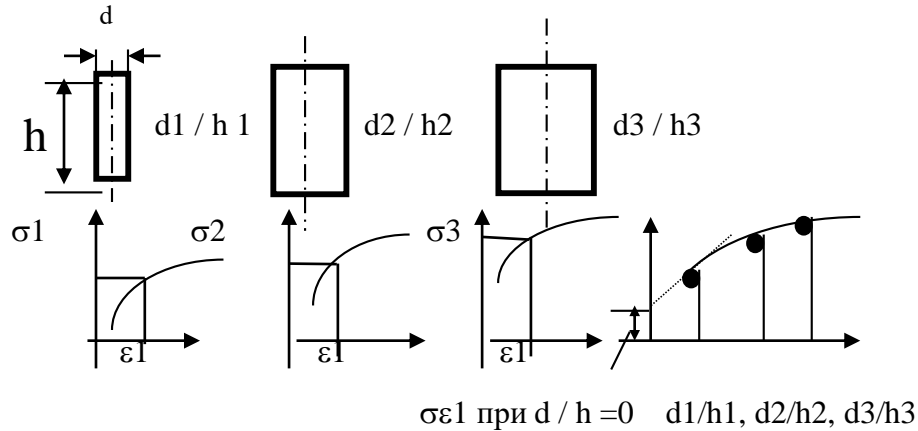
Зависимость величины истинного напряжения в пластически деформируемом теле от величины деформации называется **кривой упрочнения**

Напряжение  $\sigma_s = P/F_{ист}$  называется истинным или **напряжением текучести**, в отличие от условного **предела текучести**  $\sigma_t$

### **Метод Шоффмана для определения напряжения текучести**

При испытании на растяжение линейное напряженное состояние в образце существует только до начала образования шейки, после чего оно становится объемным и определение истинных напряжений (следовательно построение кривой упрочнения) становится невозможным. Поэтому **для больших деформаций** кривую упрочнения удобнее **строить по результатам испытаний на сжатие**, но при этом **нужно исключить влияние трения на торцах образца**

## Метод Шоффмана



Испытывается несколько образцов с различным соотношением  $d/h$  и определяется напряжение текучести для одной и той же степени деформации.

Далее строится функция  $\sigma_{\varepsilon 1} = f(d/h)$  и

экстраполируется на  $d/h = 0$ . Полученное значение  $\sigma_{\varepsilon 1}$  соответствует деформации  $\varepsilon_1$ .

Схожим образом рассчитываются несколько точек  $\sigma_{\varepsilon 2}(\varepsilon_2)$ ,  $\sigma_{\varepsilon 3}(\varepsilon_3)$ , ...

Полученный график  $\sigma_{\varepsilon}(\varepsilon)$  и есть диаграмма истинных напряжений.

# Модели материала для компьютерного моделирования (на примере программы QForm)

Деформируемые материалы

Назначил | Создал | Создать паг | Сохрани | Сохранить кэ | Удалит | Стандар: Имя фай.

Способ задания: Табличная функция

Тип параметра | Количество

Деформация	8	-	+
Скорость деформац	6	-	+
Температура [°C]	5	-	+

[Выбрать параметры](#) [Загрузить данные из файла](#) [Экспортировать в файл](#)

Сопrotивление деформации [МПа]

Деформация	Скорость деформации [1/с]				
	0.01	0.1	1	10	
0.0397809	372.97	381.6	390.44	399.47	
0.0998203	427.17	437.06	447.17	457.53	
0.299755	527.46	539.67	552.17	564.93	

Температура [°C]

20	100	150	200	300
----	-----	-----	-----	-----

График

Реологическая модель пластического формoизменения  $\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$

Данные для расчета тепловой задачи

Данные для модели упругого формoизменения

Данные для модели расчета микроструктуры и фазовых переходов (полиморфных превращений)

# Реологические модели сплошных сред

$$\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$$

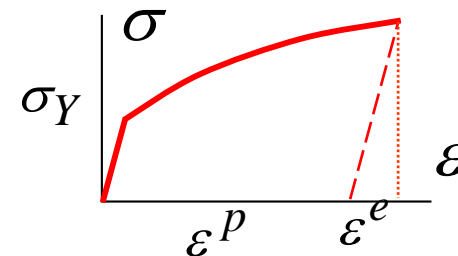
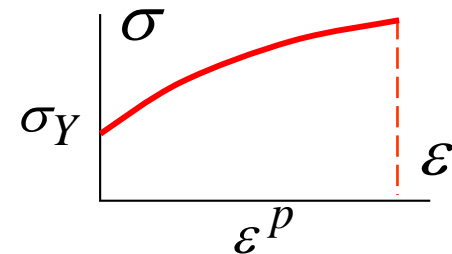
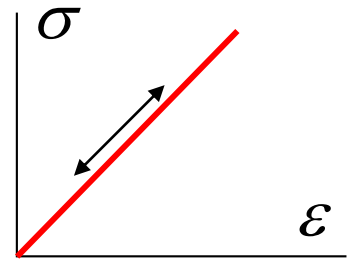
Упругие деформации возникают в теле при приложении нагрузки и исчезают после прекращения действия внешних сил

Пластические деформации появляются, когда вызванные нагрузкой напряжения превышают величину  $\sigma_Y$ , называемую пределом текучести; они сохраняются после снятия нагрузки

(Y от yield – текучесть)

Уруго-пластические деформации: до предела текучести только упругая деформация. При дальнейшем нагружении появляется пластическая деформация, сопровождающаяся ростом упругой

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p$$

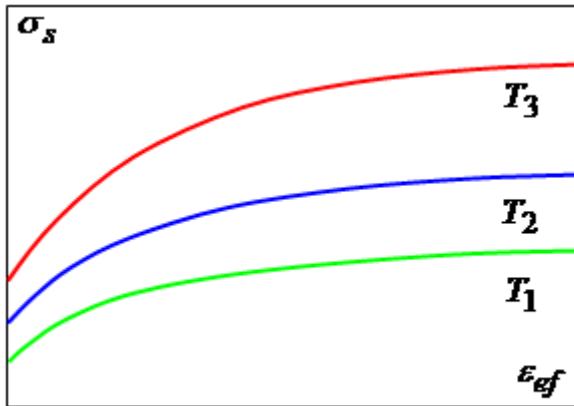


# Сопротивление металла пластическому деформированию

$$\sigma_s = f(\varepsilon_{ef}^p, \dot{\varepsilon}, T)$$

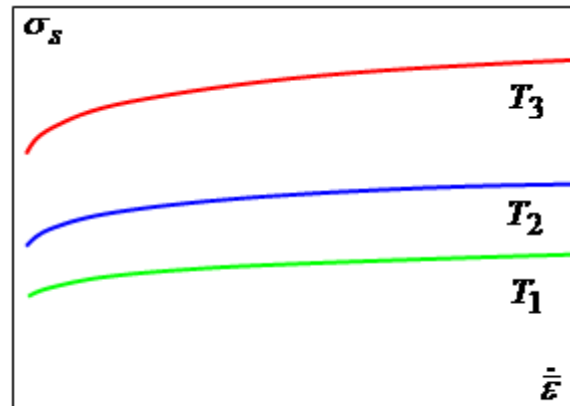
«единая» кривая

Влияние параметров реологической модели



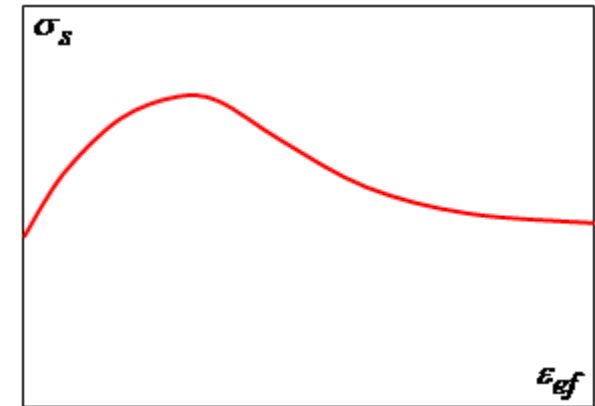
$$T_1 > T_2 > T_3$$

деформационное упрочнение



$$T_1 > T_2 > T_3$$

скоростное упрочнение

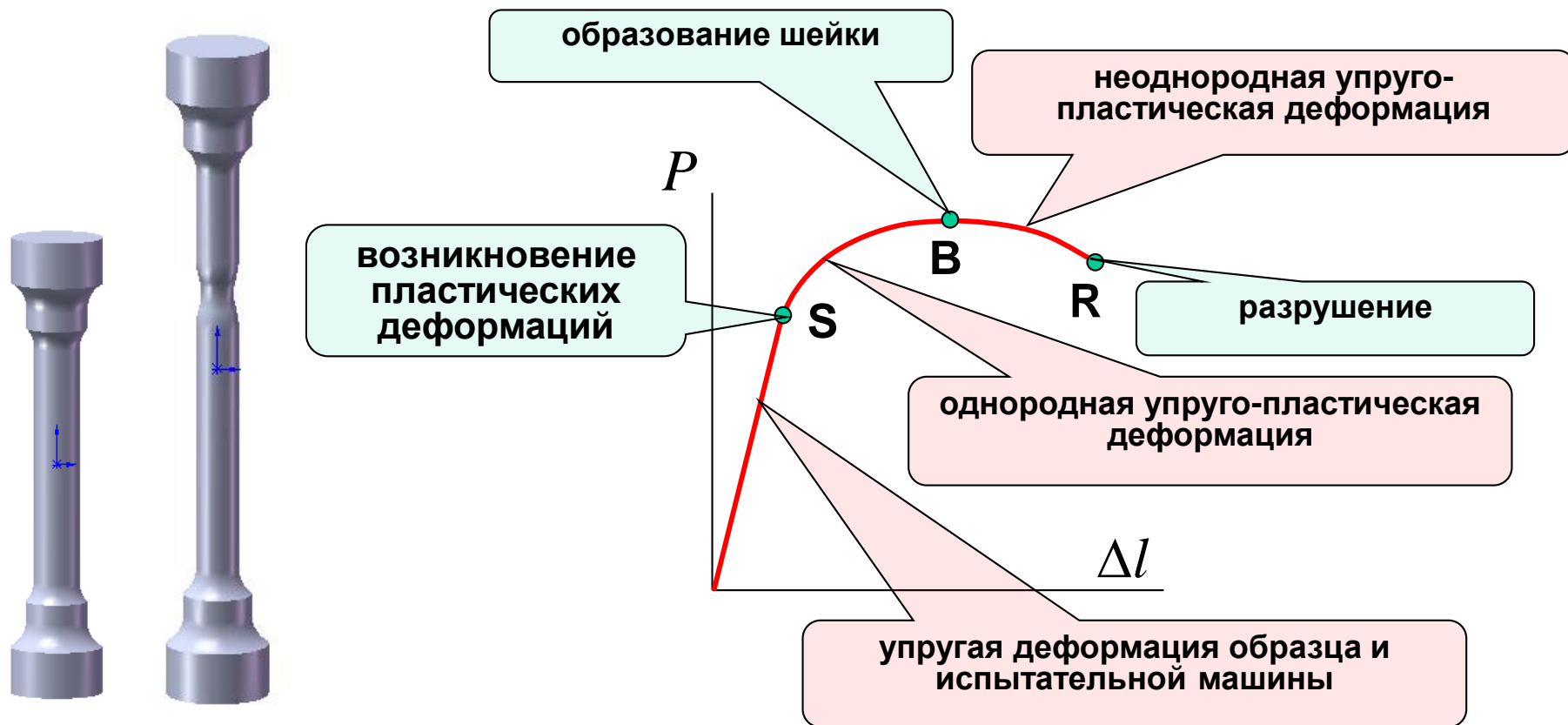


деформационное  
разупрочнение

при повышенных  
температурах и малых  
скоростях деформаций  
(динамическая  
рекристаллизация)

# Опыты на одноосное растяжение

Машинная диаграмма (диаграмма растяжения)



# Одноосное растяжение – построение кривой упрочнения



до образования шейки

$$\varepsilon_{ef}^p = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \frac{l_0 + \Delta l}{l_0}$$

при постоянной скорости деформации и температуре по критерию пластичности Мизеса:

$$\sigma_s = \bar{\sigma}(\varepsilon_{ef}^p)$$

после образования шейки точное определение кривой невозможно



# Опыты на сжатие

1. Машинная кривая – сила деформирования от хода ползуна

$$P = f(s)$$

2. Исключаем упругую деформацию системы

$$P = f(s_d)$$

3. Определяем истинную деформацию

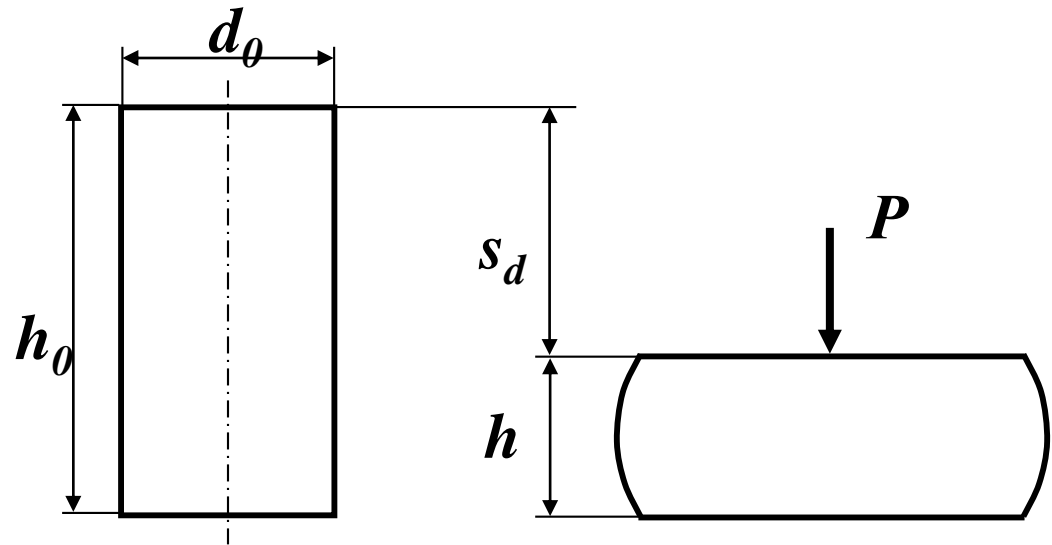
$$\varepsilon_{ef}^P(s_d) = \ln\left(\frac{h_0}{h}\right) = \ln\left(\frac{h_0}{h_0 - s_d}\right)$$

4. Определяем эффективное напряжение

$$\bar{\sigma}(s_d) = \frac{P}{F} = \frac{P \cdot h}{V_0} = P \frac{(h_0 - s_d)}{\frac{\pi d_0^2}{4} h_0}$$

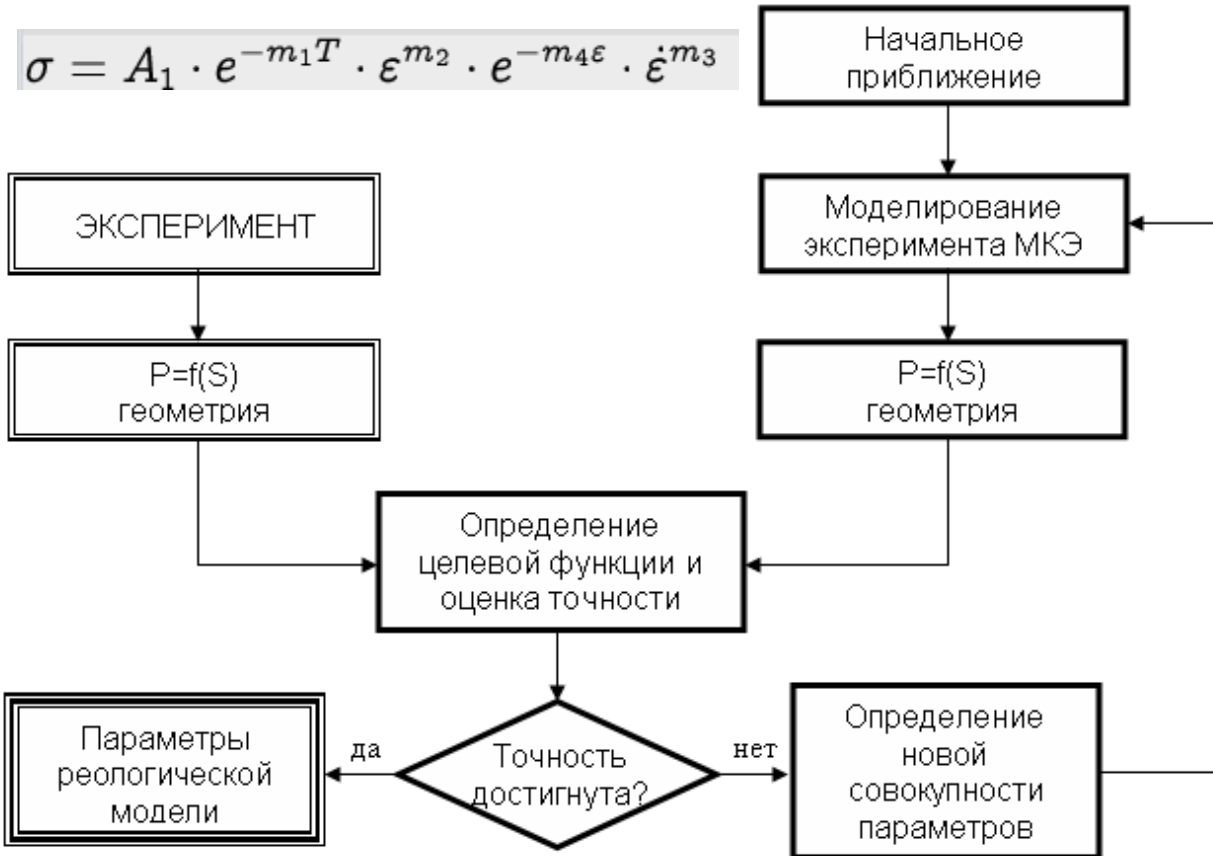
5. Кривая упрочнения

$$\sigma_s = \bar{\sigma}(\varepsilon_{ef}^P)$$



## Инверсный метод определения параметров реологических моделей

$$\sigma = A_1 \cdot e^{-m_1 T} \cdot \epsilon^{m_2} \cdot e^{-m_4 \epsilon} \cdot \dot{\epsilon}^{m_3}$$



**Ошибка силы**

$$err_1 = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left( \frac{P_{exp_i} - P_{mod_i}}{P_{exp_i}} \right)^2$$

**Ошибка формы**

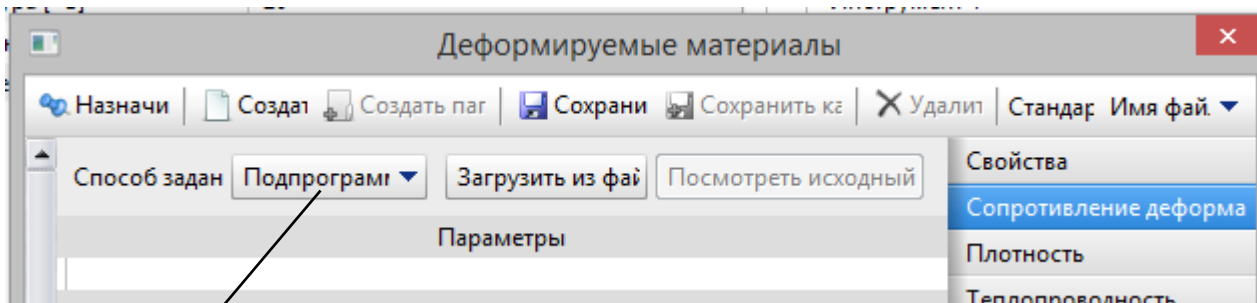
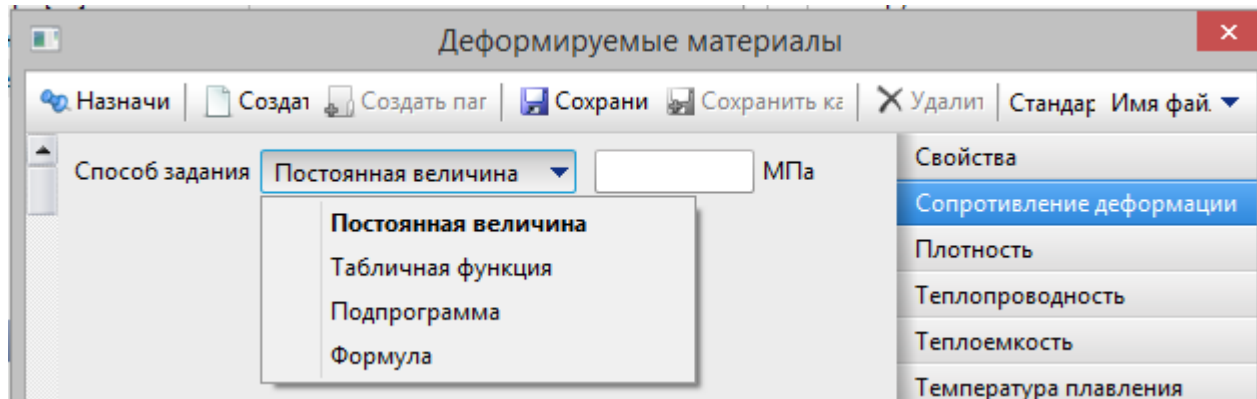
$$err_2 = \left( \frac{D_{exp} - D_{mod}}{D_{exp}} \right)$$

**Суммарная ошибка**

$$err = err_1 + err_2$$

**Возможно последовательное определение параметров реологической модели – по ошибке силы определяют сопротивление деформации, по ошибке формы – параметры трения**

## Задание параметров реологической модели материала заготовки



$$\sigma_s = f(\varepsilon_{ef}^p, \dot{\varepsilon}, T)$$

# Задание параметров реологической модели материала заготовки

Деформируемые материалы

Назначить | Создать | Создать паг | Сохранить | Сохранить как | Удалить | Стандарт | Имя файла

Способ задания: Табличная функция

Тип параметра | Количество

Деформация	8	-	+
Скорость деформации	6	-	+
Температура [°C]	5	-	+

[Выбрать параметры](#) [Загрузить данные из файла](#) [Экспортировать в файл](#)

Сопротивление деформации [МПа]

Деформация	Скорость деформации [1/с]			
	0.01	0.1	1	10
0.0397809	372.97	381.6	390.44	399.47
0.0998203	427.17	437.06	447.17	457.53
0.299755	527.46	539.67	552.17	564.93

Температура [°C]

20	100	150	200	300
----	-----	-----	-----	-----

График

# Задание параметров реологической модели материала заготовки

Деформируемые материалы

Назначит | Создат | Создать паг | Сохрани | Сохранить ка | Удалит | Стандар | Имя фай.

Способ задания: Формула

$$\sigma = A_1 \cdot e^{-m_1 T} \cdot \epsilon^{m_2} \cdot e^{-m_4 \epsilon} \cdot \dot{\epsilon}^{m_3}$$

A1:

m1:  m2:

m3:  m4:

Свойства

- Сопrotивление деформации
- Плотность
- Теплопроводность
- Теплоемкость
- Температура плавления
- Модуль Юнга
- Козфф. Пуассона
- Химический состав

Strain (epsilon)	Stress (sigma) at T=100	Stress (sigma) at T=150	Stress (sigma) at T=200	Stress (sigma) at T=250	Stress (sigma) at T=300	Stress (sigma) at T=350
0.00	40	50	60	70	80	90
0.10	60	75	90	105	120	135
0.20	90	110	130	145	160	175
0.30	100	120	140	155	170	185
0.40	105	125	145	160	175	190
0.50	110	130	150	165	180	195
0.60	115	135	155	170	185	200
0.70	120	140	160	175	190	205
0.80	125	145	165	180	195	210
0.90	130	150	170	185	200	215
1.00	135	155	175	190	205	220

## 7. Деформация при повышенных температурах

### 7.1 Возврат и рекристаллизация

При холодной деформации зерна приобретают вытянутую форму, а после снятия внешних сил в металле возникают остаточные напряжения.

Если холоднодеформированное ( т.е. упрочненное) тело нагревать, то в нем происходит процесс, обратный упрочнению – разупрочнение. **Процесс разупрочнения при нагреве до температуры (0,25-0,3)  $T_{пл}$ . называется возвратом, а при нагреве до температуры выше 0,4  $T_{пл}$ . – рекристаллизацией.**

При нагреве возрастает амплитуда тепловых колебаний атомов и их подвижность и, начиная с некоторой температуры, становится возможным переход атомов из неравновесного положения, вызванного деформацией, в равновесное. В результате искаженная решетка частично восстанавливается, упругие деформации отдельных зерен выравниваются, тем самым **снимаются остаточные напряжения, возникшие при холодном деформировании.**

**Для** прохождения процесса **возврата**, т.е. снятия остаточных напряжений и частичного восстановления искаженной решетки, **проводят термообработку, называемую низкотемпературным отжигом. Возврат несколько снижает сопротивление деформированию и незначительно повышает пластичность. Размеры и форма зерен при возврате не меняются, наблюдается текстура деформации.**

Если деформировать металл при температуре возврата, то интенсивность упрочнения снижается по сравнению с холодным деформированием.

Термообработка при более высоких температурах называется высокотемпературным (рекристаллизационным) отжигом, который приводит к полному разупрочнению: зерна вытянутой формы становятся равноосными, уничтожается текстура деформации и связанная с ней анизотропия свойств, значительно снижается сопротивление деформированию, увеличивается пластичность, полностью снимаются остаточные напряжения.

Рекристаллизация – это процесс зарождения и роста новых равноосных неупрочненных зерен из ориентированных вытянутых упрочненных зерен. Это связано с увеличением энергетического потенциала атомов до такой степени, что они получают возможность перегруппировок и интенсивного обмена местами.

Различают три стадии рекристаллизации – **первичную, собирательную и вторичную.**

**Первичная стадия** заключается в образовании зародышей и росте новых неупрочненных зерен. Зародышами новых зерен являются имеющиеся в деформированном металле ячейки с правильной решеткой. К ним пристраиваются близлежащие атомы искаженной решетки и начинает расти новое зерно за счет поглощения атомов деформированного зерна.

**Собирательная стадия** заключается в объединении первичных мелких зерен в крупные.

**Вторичная стадия** – растут только отдельные зерна. Появляется **разнозернистость.**

Если проводить **деформацию** при повышенных температурах, то в теле проходят одновременно **два процесса – упрочнение и разупрочнение.** Конечная кристаллическая структура металла будет зависеть от скорости и степени деформации, температуры, времени и скорости рекристаллизации. Совокупность этих параметров называется **термомеханическим режимом обработки давлением.**

## 7.2 Объемная диаграмма рекристаллизации

Размеры зерен, образующихся в результате рекристаллизации, зависят от температуры  $T_0$ , степени  $\varepsilon$  и скорости  $\dot{\varepsilon}$  деформации. Величина зерна зависит также от времени выдержки металла при температуре выше  $T_{\text{рекр}}$ .

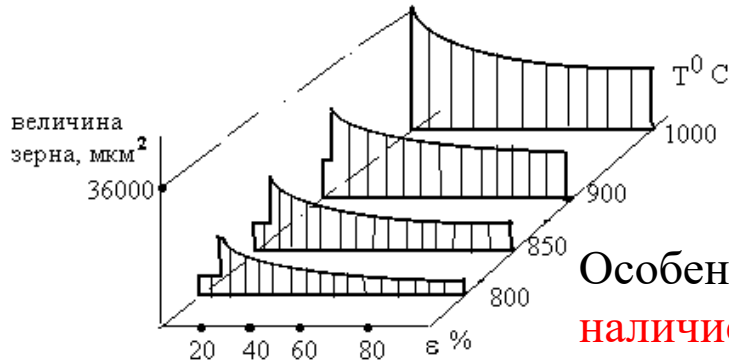


Рис.53

Из диаграммы видно, что размер зерна уменьшается с увеличением степени деформации и увеличивается с увеличением температуры.

Особенностью процесса рекристаллизации является наличие критической степени деформации (8-10%), при которой наблюдается резкий рост зерна, причем с увеличением  $T_0$  критическая степень деформации смещается к началу координат

Это объясняется тем, что при малых  $\varepsilon$  рост новых рекристаллизованных зерен происходит внутри прежнего зерна без нарушения его оболочки и межкристаллитного вещества. Следовательно размеры зерна не увеличиваются. При критической степени деформации число центров кристаллизации остается небольшим, а межкристаллитное вещество разрушается, вследствие чего происходит срастание соседних кристаллитов в крупные зерна.

Дальнейшее повышение  $\varepsilon$  увеличивает число центров кристаллизации, что при данном объеме тела влечет за собой уменьшение размеров зерен.



Смещение критической степени деформации к началу координат объясняется тем, что с увеличением температуры прочность межкристаллитного вещества все более уменьшается и срастание кристаллитов происходит при меньшей степени  $\varepsilon$ .

Рост зерна с увеличением температуры при всех степенях деформации объясняется тем, что увеличивается подвижность атомов и возможность их перехода от деформированных к новым равноосным зернам.

В результате рекристаллизационного отжига металл, имеющий текстуру деформации, меняет ее на текстуру рекристаллизации, при которой равноосные рекристаллизованные зерна имеют одинаковое направление кристаллографических осей в пространстве.

**Величина зерна** в конечном продукте играет важную роль в части механических свойств металла. Мелкозернистая структура повышает механическую прочность, усталость и ударную вязкость металла. Поэтому при пластическом деформировании и последующей термообработке **нужно выбирать такие режимы обработки, при которых образовывалась бы мелкозернистая структура.**

### 7.3 Виды деформации при обработке давлением

Различают холодную, неполную холодную, неполную горячую и горячую пластические деформации.

Холодную деформацию проводят при температурах ниже температуры возврата, она сопровождается упрочнением и изменением структуры металла. Возврат и рекристаллизация полностью отсутствуют.

Неполную холодную деформацию проводят при температурах возврата -  $(0,25-0,3) T_{пл}$ . Рекристаллизация отсутствует, но процесс возврата (снятие напряжений) успевает произойти. Ресурс пластичности у металла выше, а упрочнение практически соответствует упрочнению при холодной обработке.

Неполную горячую деформацию проводят при температурах, близких к температуре начала рекристаллизации  $(0,4 T_{пл})$ . Рекристаллизация протекает неполностью. Металл одновременно содержит два типа микроструктур, в поковке наряду с упрочненными деформированными зернами имеются разупрочненные рекристаллизованные. Это приводит к неравномерности деформаций при обработке.

Горячая деформация проводится при температурах выше температуры рекристаллизации. Рекристаллизация успевает произойти полностью, т.е. деформированные искаженные зерна полностью заменяются на новые равноосные зерна. В результате металл получает полностью рекристаллизованную равноосную структуру без каких-либо следов упрочнения.

Горячая обработка имеет определенные преимущества и недостатки по сравнению с холодной.

Основные преимущества состоят в следующем.

1. Меньшая опасность разрушения. Благодаря процессу рекристаллизации становится возможным весьма значительное пластическое формоизменение заготовки до наступления разрушения. Существует ряд металлов (цинк, вольфрам, молибден и др.), которые ввиду чрезмерной хрупкости в холодном состоянии возможно обрабатывать только в горячем состоянии.
2. Возможность применения оборудования меньшей мощности, т. к. в горячем состоянии отсутствует упрочнение и снижается критическое касательное напряжение, необходимое для скольжения.
3. Устранение промежуточного отжига. При холодной деформации и значительном формоизменении накапливаются повреждения, микротрещины и др., что приводит к разрушению металла. Это заставляет повышать ресурс пластичности введением в техпроцесс промежуточных отжигов. При горячем деформировании отжиг происходит в процессе самой операции.
4. Возможность получать мелкозернистую структуру, которая повышает прочность, ударную вязкость и усталостную прочность металла по сравнению с крупнозернистой структурой. Для этого горячую обработку нужно заканчивать при температурах лишь немного превышающих минимальную температуру рекристаллизации. В этом случае образовавшиеся новые рекристаллизованные зерна не успевают вырасти и структура получается мелкозернистой.

5. Текстура и анизотропия свойств металла, деформированного в горячем состоянии всегда меньше выражены, чем в тех же самых металлах, деформированных в холодную.

К недостаткам горячего деформирования следует отнести следующее.

1. Трудность поддержания постоянной высокой температуры.
2. Низкое качество поверхности.
3. Снижение точности размеров поковок, необходимость учета усадки, угара.
4. Неоднородность структуры и свойств поковок.

# 8. Основные понятия и законы деформирования

## 8.1 Закон наименьшего сопротивления

**Любая материальная частица деформируемого тела, имеющая возможность движения в разных направлениях, движется в направлении наименьшего сопротивления.**

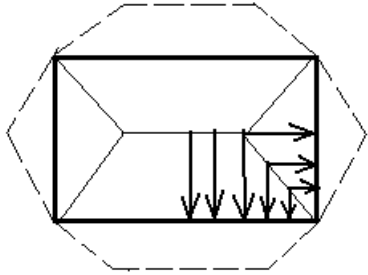


Рис.54

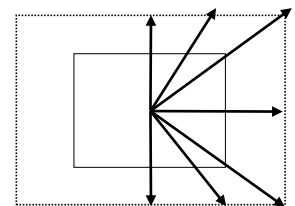
При осадке заготовки параллельными бойками перемещение любой ее точки в плоскости, перпендикулярной действию внешней силы, происходит **по кратчайшей нормали к периметру сечения**. Линии, из которых можно провести несколько кратчайших нормалей к периметру тела, называются линиями раздела течения металла

**Максимальную конечную деформацию** тело получит в тех направлениях, по которым будет передвигаться наибольшее количество частиц. Для призматического тела линии раздела и конечная форма после деформации показана на рисунке.

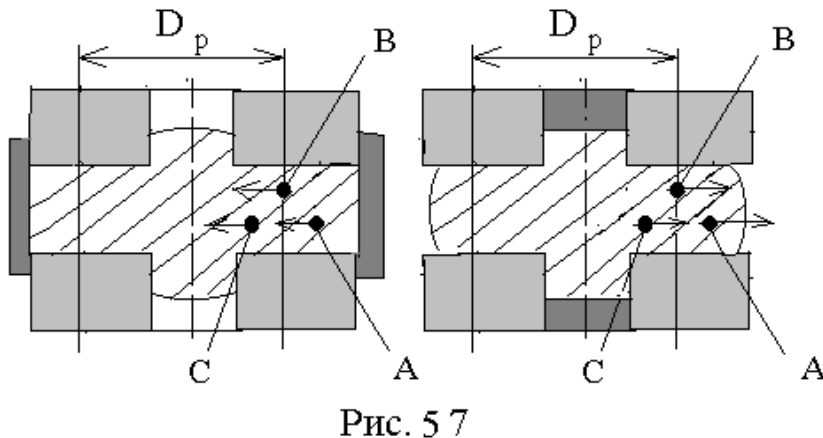
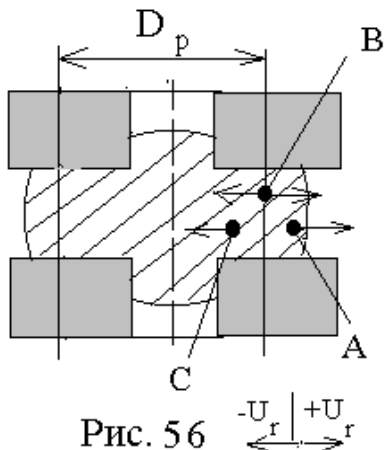
При увеличении степени деформации периметр стремится к эллипсу, а в дальнейшем – к кругу, после чего течение будет происходить по радиусам.

Вообще, любая **форма поперечного сечения тела при осадке с трением стремится принять форму, имеющую при данной площади наименьший периметр** (стремится к кругу). Это положение называется **принципом наименьшего периметра**.

При осадке **без контактного трения движение частиц носит радиальный характер и поперечные сечения в процессе деформации остаются подобными исходному**



Принцип минимума энергии деформации состоит в том, что любое ограничение течению металла увеличивает энергию деформации, т.е. минимум энергии затрачивается тогда, когда формоизменение происходит без ограничения течению, по линиям наименьшего сопротивления.



Для случая осадки в кольцах без ограничения течению к центру и к периферии частица В, лежащая на линии раздела может перемещаться в двух направлениях, частицы А и С -

— в противоположных направлениях, по линиям наименьшего сопротивления.

При ограничении течения к периферии все три частицы перемещаются в направлении к центру, а при ограничении течения в бобышки — к периферии.

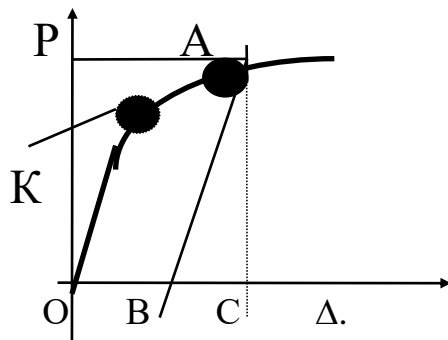
В последних двух случаях сила и энергия деформации будут больше, т.к. наложено ограничение на одну из степеней свободы течению металла.

## 8.2 Условие постоянства объема. Смещенный объем. Скорость деформации

Закон постоянства объема состоит в том, что объем тела до деформации равен объему тела после деформации.

Однако в процессе деформации объем тела изменяется, т.к. пластическая деформация всегда сопровождается упругой деформацией. После снятия нагрузки упругая деформация исчезает и тело восстанавливает прежний объем.

Зависимость упругой деформации от напряжения подчиняется закону Гука :  $\sigma = E\varepsilon$ .



На диаграмме «сила-деформация» :

OC - полная деформация при нагрузке P,

OB - пластическая (остаточная) деформация после снятия нагрузки

BC - упругая деформация

Величина  $\operatorname{tg} \angle KOB = \operatorname{tg} \angle ABC$  называется модулем Юнга.

В большинстве операций обработки давлением при значительной пластической деформации величиной упругой деформации можно пренебрегать. Однако при гибке в холодную упругую деформацию нужно учитывать. Для получения заданного угла гибки угол гибочного инструмента нужно задавать отличным от заданного угла готовой детали на величину угла пружинения

## Виды и меры деформации

Деформации появляются при изменении расстояний между точками.

Для одноосного растяжения стержня, начальной длиной  $L$  до конечной длины  $l$ .

Относительная деформация (малая деформация, инженерная деформация, деформация Коши)

$$\varepsilon = \varepsilon^E = \frac{l - L}{L}$$

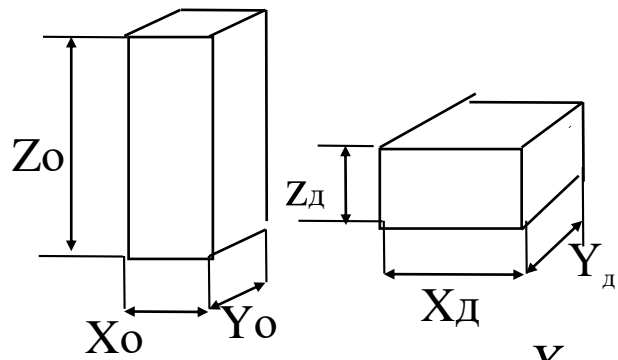
Конечная деформация (деформация Грина)

$$\varepsilon^G = \frac{l^2 - L^2}{2L^2}$$

Логарифмическая деформация (деформация Генки)

$$\varepsilon^L = \int_L^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{L}$$





Из равенства объемов  $V = X_{д} Y_{д} Z_{д} = X_0 Y_0 Z_0$

следует : 
$$\frac{X_{д} Y_{д} Z_{д}}{X_0 Y_0 Z_0} = 1$$

После логарифмирования получим:

$$\ln \frac{X_{д}}{X_0} + \ln \frac{Y_{д}}{Y_0} + \ln \frac{Z_{д}}{Z_0} = 0 \quad \text{или} \quad \varepsilon_x^L + \varepsilon_y^L + \varepsilon_z^L = 0,$$

где  $\varepsilon_x^L = \ln \frac{X_{д}}{X_0}$      $\varepsilon_y^L = \ln \frac{Y_{д}}{Y_0}$      $\varepsilon_z^L = \ln \frac{Z_{д}}{Z_0}$

$\varepsilon_x^L, \varepsilon_y^L, \varepsilon_z^L$  — логарифмические деформации или деформации Генки

Ранее было понятие относительной степени деформации (деформации Коши):

$$\varepsilon_x = \frac{\Delta X}{X_0} = \frac{X_{д} - X_0}{X_0} \quad \varepsilon_y = \frac{\Delta Y}{Y_0} = \frac{Y_{д} - Y_0}{Y_0} \quad \varepsilon_z = \frac{\Delta Z}{Z_0} = \frac{Z_{д} - Z_0}{Z_0}$$

Величины  $\varepsilon^L$  и  $\varepsilon$  связаны между собой

$$\varepsilon_x^L = \ln \frac{X_{д}}{X_0} = \ln \frac{X_0 + \Delta X}{X_0} = \ln \left( 1 + \frac{\Delta X}{X_0} \right) = \ln(1 + \varepsilon_x)$$

Разложим в ряд:  $\varepsilon_x^L = \ln(1 + \varepsilon_x) = \varepsilon_x - \varepsilon_x^2/2 + \varepsilon_x^3/3 - \dots$

Этот ряд при  $\varepsilon_x < 1$  - сходящийся. Отбросив все члены, кроме первого, получим  $\varepsilon_x^L \approx \varepsilon_x$ .

Для степеней деформации, меньших 0,1 (т. е. для малых деформаций) можно считать  $\varepsilon_x^L = \varepsilon_x$ . Соответственно,  $\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = 0$ , т.к.  $\varepsilon_x^L + \varepsilon_y^L + \varepsilon_z^L = 0$ .

## Смещенный объем. Скорость деформации

Произведения объема тела на степени деформации представляют собой смещенные объемы  $V_{\varepsilon}$  по соответствующим направлениям:

$$V\varepsilon_x^L = V_{cx} \quad V\varepsilon_y^L = V_{cy} \quad V\varepsilon_z^L = V_{cz}$$

для всех степеней деформации  $V\varepsilon_x^L + V\varepsilon_y^L + V\varepsilon_z^L = 0$ , т.е.  $V_{cx} + V_{cy} + V_{cz} = 0$ .

для малых степеней деформации  $V\varepsilon_x + V\varepsilon_y + V\varepsilon_z = 0$ , т.е.  $V_{cx} + V_{cy} + V_{cz} = 0$ .

Таким образом, сумма смещенных объемов по всем направлениям равна нулю.

**Скоростью деформации** называется изменение степени деформации в единицу времени или относительное смещение объема в единицу времени.

$$\dot{\varepsilon}^L = d\varepsilon^L / dt = dV_{\varepsilon} / V dt.$$

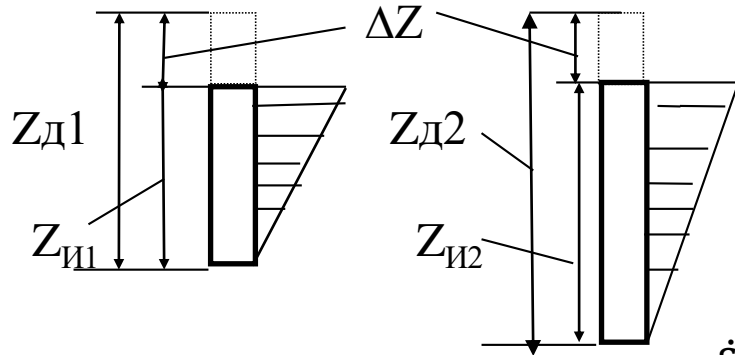
Для малых степеней деформации  $\dot{\varepsilon} = d\varepsilon / dt$ .

При постоянной скорости, а также для средней скорости:  $\dot{\varepsilon}^L = \varepsilon^L / t$  и  $\dot{\varepsilon} = \varepsilon / t$ .

От скорости деформации следует отличать скорость деформирования  $V_{\text{деф}}$  (скорость движения деформирующего инструмента), а также скорость смещения тех или иных точек тела в процессе деформирования.

## Скорость деформации

От скорости деформации следует отличать скорость деформирования и скорость смещения точек металла



Для разных образцов  $Z_{И1}$  и  $Z_{И2}$  при одинаковом их удлинении  $\Delta Z$  скорость деформирования (движения инструмента) будет одинаковой  $V_{ДЕФ} = \Delta Z / t$ , а скорость деформации – разная:

$$\dot{\varepsilon}_1 = \varepsilon_1 / t = \Delta Z / (Z_{И1} t) \text{ и } \dot{\varepsilon}_2 = \varepsilon_2 / t = \Delta Z / (Z_{И2} t)$$

Отношение  $\dot{\varepsilon}_1 / \dot{\varepsilon}_2 = Z_{И2} / Z_{И1}$  не равно единице, т.е. при одинаковой  $V_{ДЕФ}$  скорости  $\varepsilon_1$  и  $\varepsilon_2$  – разные.

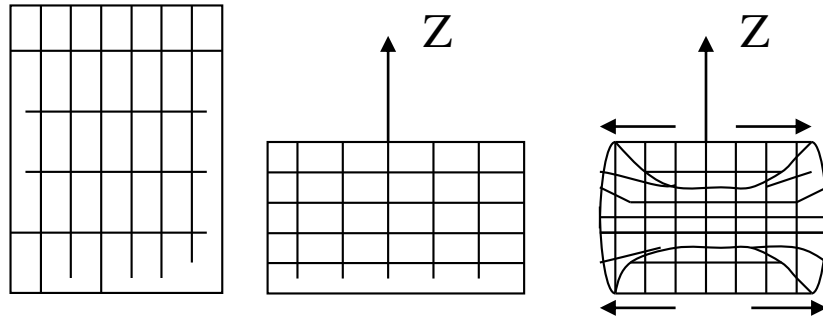
Если в  $\dot{\varepsilon}_1 = \Delta Z / Z_{И1} t$  и  $\dot{\varepsilon}_2 = \Delta Z / Z_{И2} t$  подставить  $\Delta Z = V_{ДЕФ} / t$  то, для времени  $t = 1$ , получим зависимость между  $\dot{\varepsilon}$ ,  $V_{ДЕФ}$  и  $Z_{И}$

$$\dot{\varepsilon}_1 = V_{ДЕФ} / Z_{И1} \text{ и } \dot{\varepsilon}_2 = V_{ДЕФ} / Z_{И2}$$

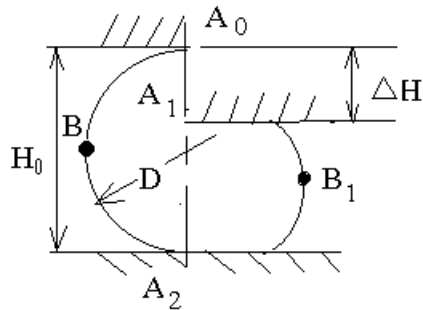
Скорости смещения точек изменяются по высоте образца линейно от нуля в месте закрепления образца до максимума на верхнем торце.

### 8.3 Закон неравномерности деформаций и дополнительных напряжений

Равномерной называется деформация, величина которой не зависит от координат. Пример – осадка цилиндра без трения, деформация по  $Z$  – равномерная, осадка с трением, деформация по  $Z$  – неравномерная.



Неравномерность деформации может быть вызвана геометрическими факторами, например, несоответствие формы заготовки и инструмента. **Осадка цилиндра на образующей**, в сечении А-А  $\varepsilon = \Delta H / H_0$ , в сечении В  $\varepsilon = 0$



**Осадка конусным пуансоном**, На периферии  $\varepsilon_0 = \Delta h / h_0$ , а в центре  $\varepsilon_1 = \Delta h / h_1$ .  
Т.к.  $h_1 < h_0$ , то  $\varepsilon_1 > \varepsilon_0$

Рис.61

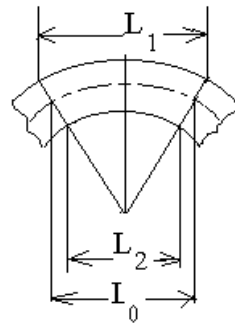
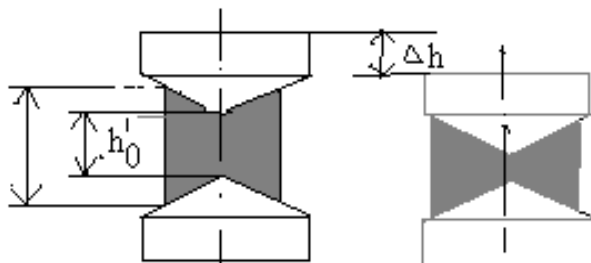


Рис.63

При **гибке** деформация наружного и внутреннего волокна неодинаковы

$$\varepsilon_1 = \frac{L_1 - L_0}{L_0}$$

$$\varepsilon_2 = \frac{L_2 - L_0}{L_0}$$

К физическим факторам, вызывающим неравномерность деформации, относятся трение и неравномерность температуры

В рассмотренном примере осадки с трением вблизи торцов локальная относительная деформация  $\epsilon_{л}$  намного меньше, чем средняя по объему. Если нанести на сечение образца координатную сетку, то после деформации размеры ячеек сетки изменятся.

Выделим на начальной сетке  $a$  – базу координатной сетки,  $a_k$  – размер этой базы после деформации, тогда  $\Delta a = a - a_k$  - изменение базы после деформации

относительная локальная деформация

$$\epsilon_{л} = \Delta a / a$$

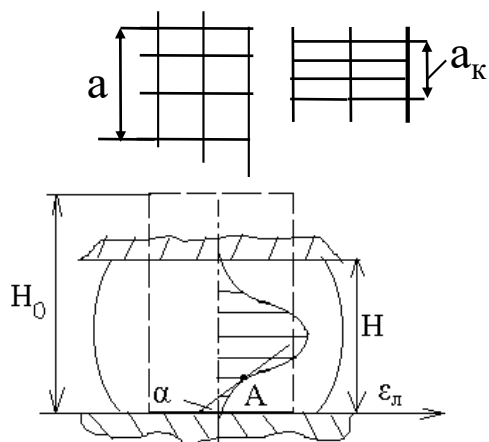


Рис.64

Средняя по объему относительная деформация

$\epsilon_{ср} = (H_0 - H) / H_0$  . Распределение локальной относительной деформации по высоте показано на эшпоре.

Для оценки неравномерности деформации пользуются коэффициентом неравномерности

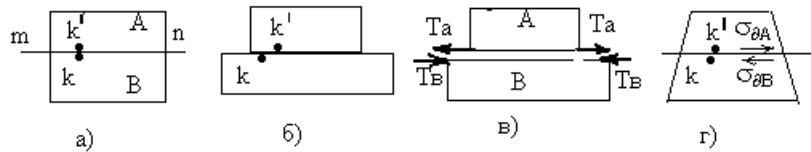
$$K_H = \epsilon_{л} / \epsilon_{ср}$$

или **градиентом неравномерности деформации**  $\Gamma_H = \text{tg } \alpha$ , где  $\alpha$  – угол касательной к кривой  $\epsilon_{л} = f(z)$  в данной точке.

## Закон дополнительных напряжений

Неравномерные деформации приводят к возникновению **дополнительных напряжений**.

Дополнительные напряжения не связаны со схемой напряженного состояния, определяемой внешними силами, а возникают как следствие разницы в деформациях отдельных элементов тела.



Пусть две части А и В тела разграничены условной поверхностью  $mn$  и пусть в результате действия внешних сил они получают различную деформацию

Рис.66

Если бы эти части могли изменять свои размеры независимо, то в результате различной деформации общая вначале для А и В частица «к», находящаяся на границе, должна была бы разделиться на две частицы:

«к» -принадлежащую части В и «к'» принадлежащую части А. Однако, ввиду сплошности тела частицы «к» не могут разделиться и элементы тела А и В взаимодействуют между собой так, что элемент А передает на элемент В силы  $T_B$ , стремящиеся сдержать деформацию В, а элемент В на элемент А силы  $T_A$ , стремящиеся увеличить размеры А.

**В результате на границе элементов, деформирующихся с разной интенсивностью, возникают взаимно уравновешивающиеся внутренние напряжения  $\sigma$  (дополнительные).**

Для снижения неравномерности деформаций принимают следующие меры:

- форма заготовки должна соответствовать форме инструмента, применяют заготовительные переходы штамповки, приближающие форму,
- обеспечивают равномерный прогрев,
- снижают силы трения (используют смазку, например, на основе графита),
- избегают резких переходов между поверхностями поковки (увеличенные радиусы и уклоны на горячей поковке).

## 8.4 Закон подобия и физическое моделирование процессов обработки давлением

С целью сокращения трудоемкости работ и сокращения затрат на оснастку исследование техпроцессов часто производят на моделях, размеры которых значительно меньше размеров реальной детали, а результаты экспериментов переносят на реальный процесс, подлежащий освоению.

Такое исследование процесса на уменьшенной модели называется моделированием, а чтобы его результаты были верны и для натурального объекта необходимо соблюдать **закон подобия**.



**Закон подобия заключается в том, что силовые условия деформирования двух тел разных размеров (модели и натуре) будут одинаковыми, если тела физически и геометрически подобны, а при их деформировании соблюдаются условия:**

1. удельные силы (напряжения) должны быть одинаковы,
2. деформирующие силы соотносятся как квадраты сходственных размеров,
3. работы деформации соотносятся как кубы сходственных размеров.

Геометрическое подобие заключается в том, что тела имеют одинаковую форму и постоянное соотношение сходственных размеров:  $L_n / L_m = V_n / V_m = H_n / H_m = n$ , где  $n$  – константа подобия.

Отношение поверхностей модели и натуре должно равняться квадрату, а объемов – кубу константы подобия.

Требование геометрического подобия модели и натуре приводит к необходимости геометрического подобия деформирующего инструмента.

**Физическое подобие заключается в том, что для модели и натуре должны быть одинаковыми:**

1. физико – химические и механические свойства,
2. температурные режимы деформации в любой момент деформации,
3. скорости и степени деформации в любой момент деформации,
4. трение на контактных поверхностях, 5. скорость деформирования

Требования физического подобия противоречивы.

Так, равенство степеней и скоростей деформации требует равенства времени деформации, но при равенстве времени деформации нельзя выполнить требование равенства температур, т.к. имеет место разная теплоотдача из-за разных площадей и объемов модели и натуры.

Если же соблюдать равенство температур, то, с учетом разного объема модели и натуры и разной теплоотдаче, должны быть разными времена деформации. Но разные времена теплоотдачи при одинаковых степенях деформации влекут за собой разные скорости деформации, что противоречит условиям моделирования.

Следовательно точное физическое моделирование операций пластического деформирования невозможно. Погрешность, вносимая невыполнением какого либо требования физического подобия учитывается коэффициентами несоответствия, которые определяются опытным путем.

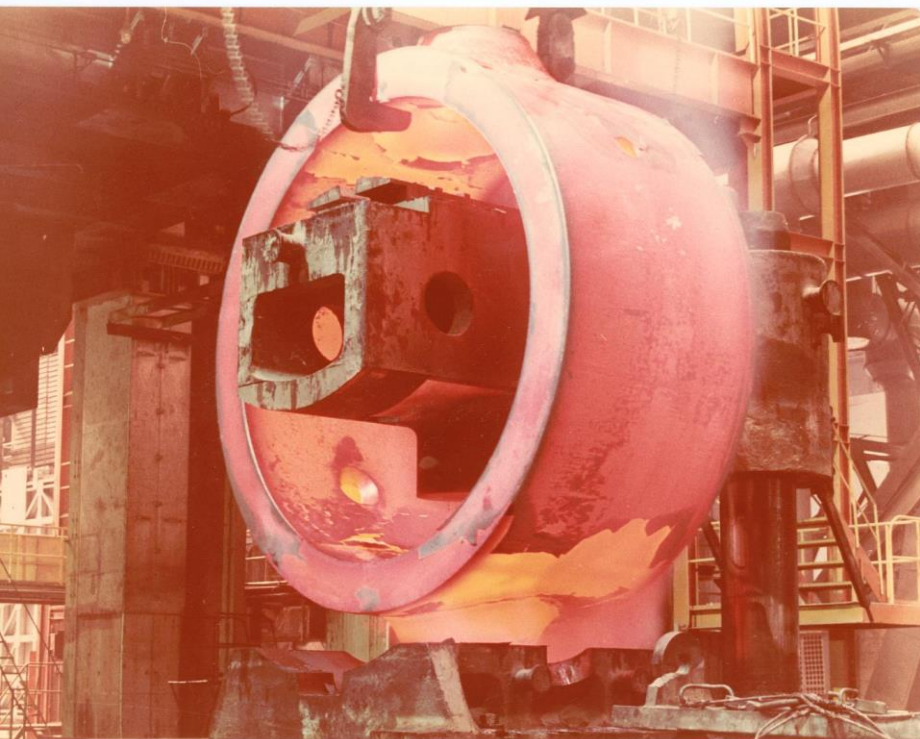
Например, несоответствие скоростей деформации учитывается скоростным коэффициентом  $\psi_c$ , а несоответствие условий теплопередачи и разница в температурах конца деформации – масштабным коэффициентом  $\psi_m$ .

$$\dot{\epsilon}_H = \dot{\epsilon}_M \psi_c \quad t_H = t_M \psi_m.$$



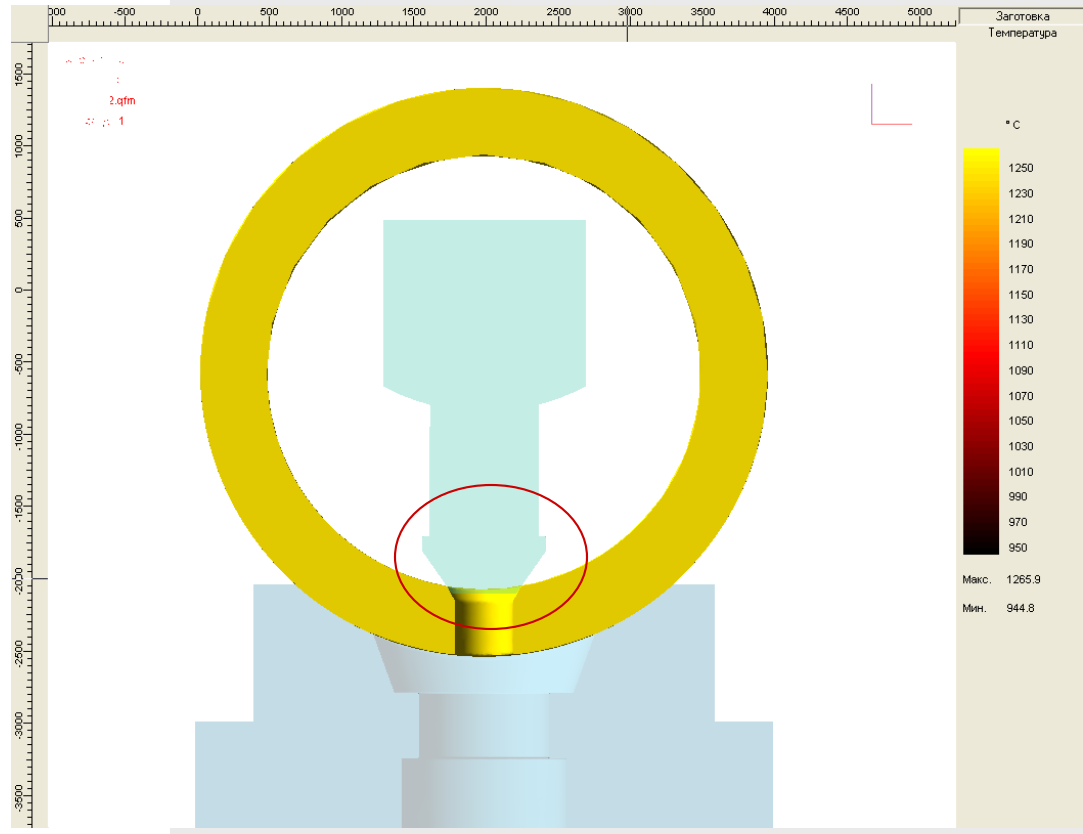
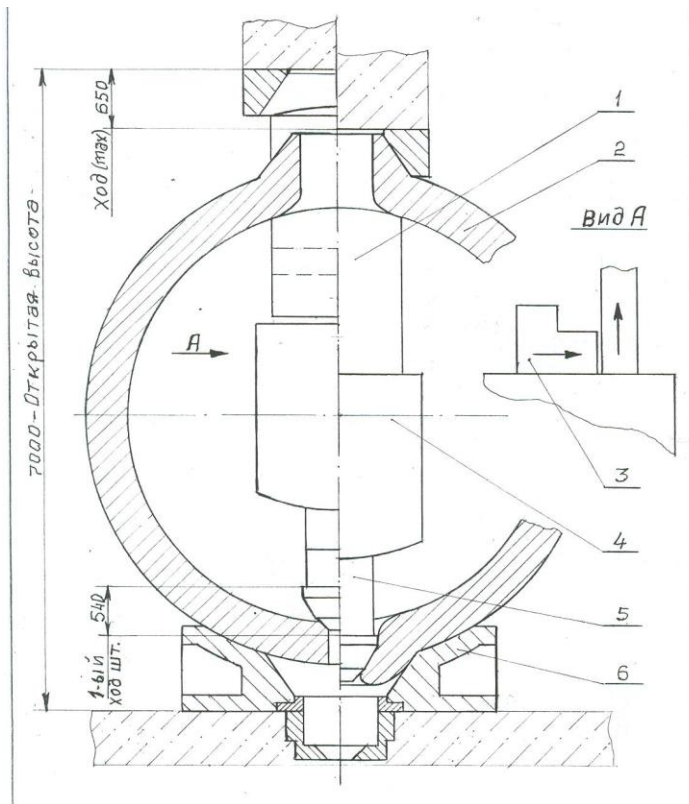
**Производство и испытание поковки донной части атомного реактора (патрубка). Пример физического моделирования процессов обработки давлением**

Производство поковки на ОМЗ «Ижора»  
(Санкт-Петербург)

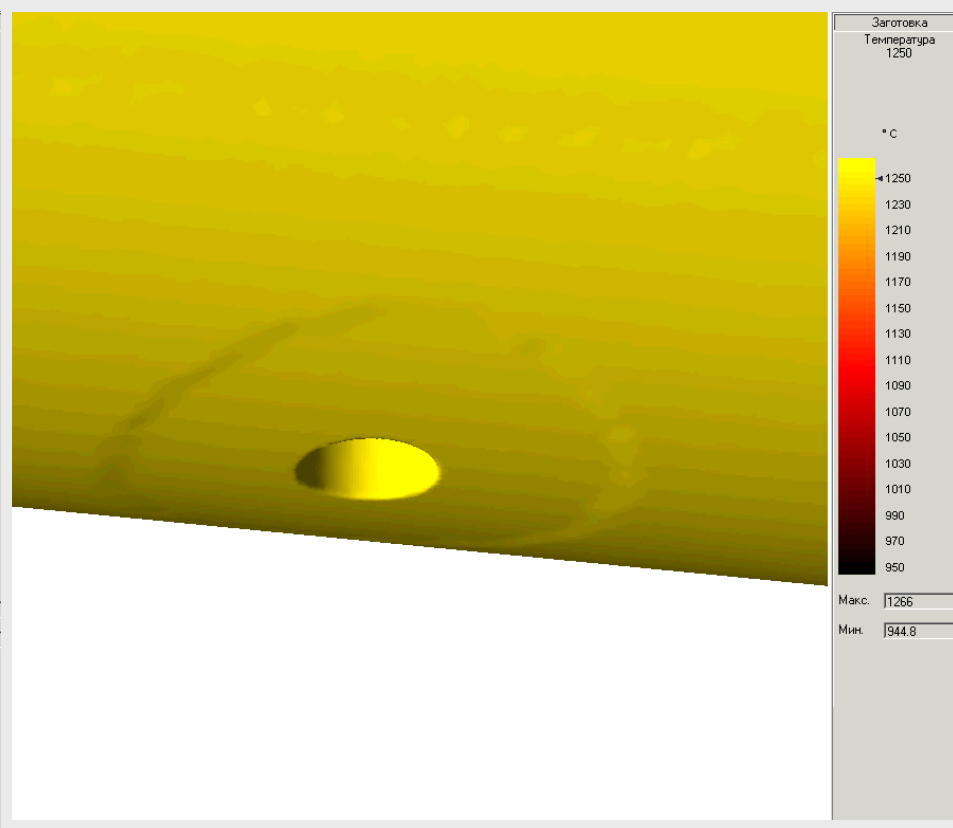
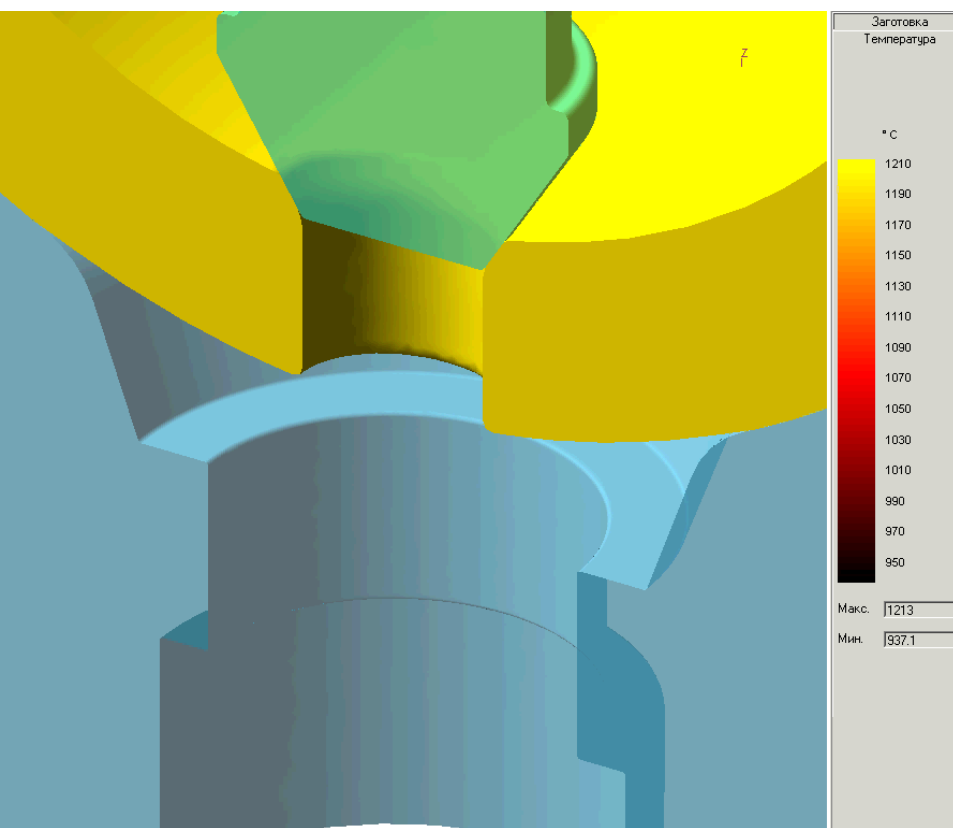


Испытание технологии на  
уменьшенной копии поковки (1/25).  
в ЦНИИТМАШ (Москва)

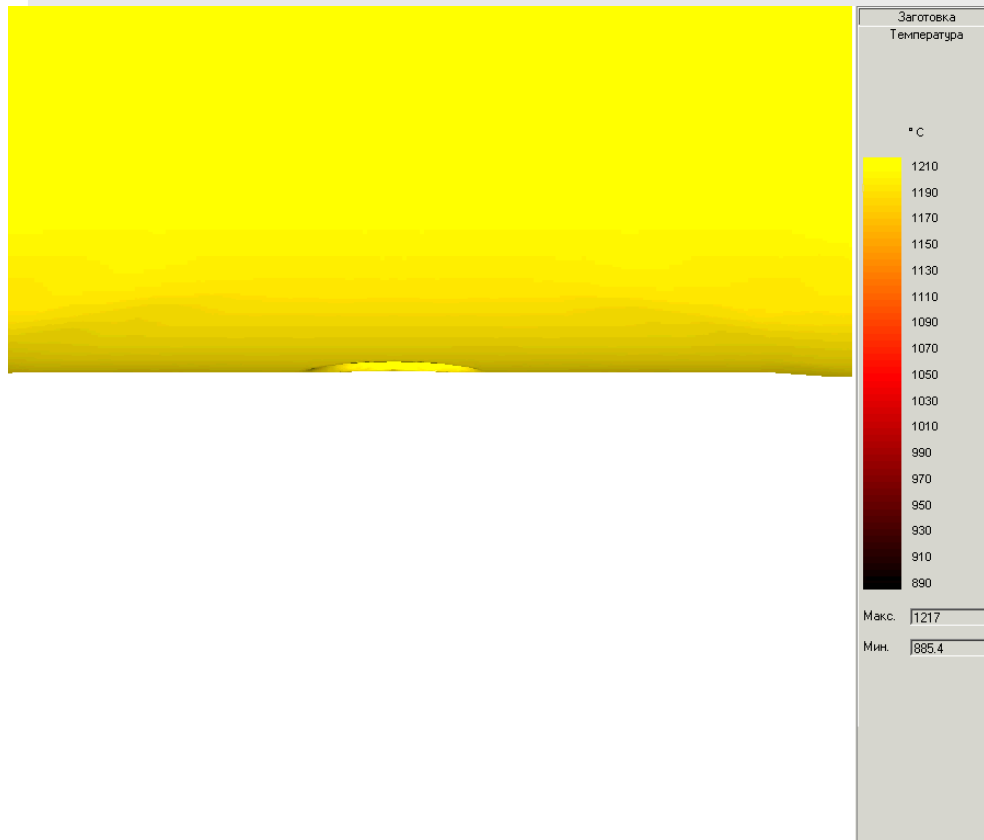
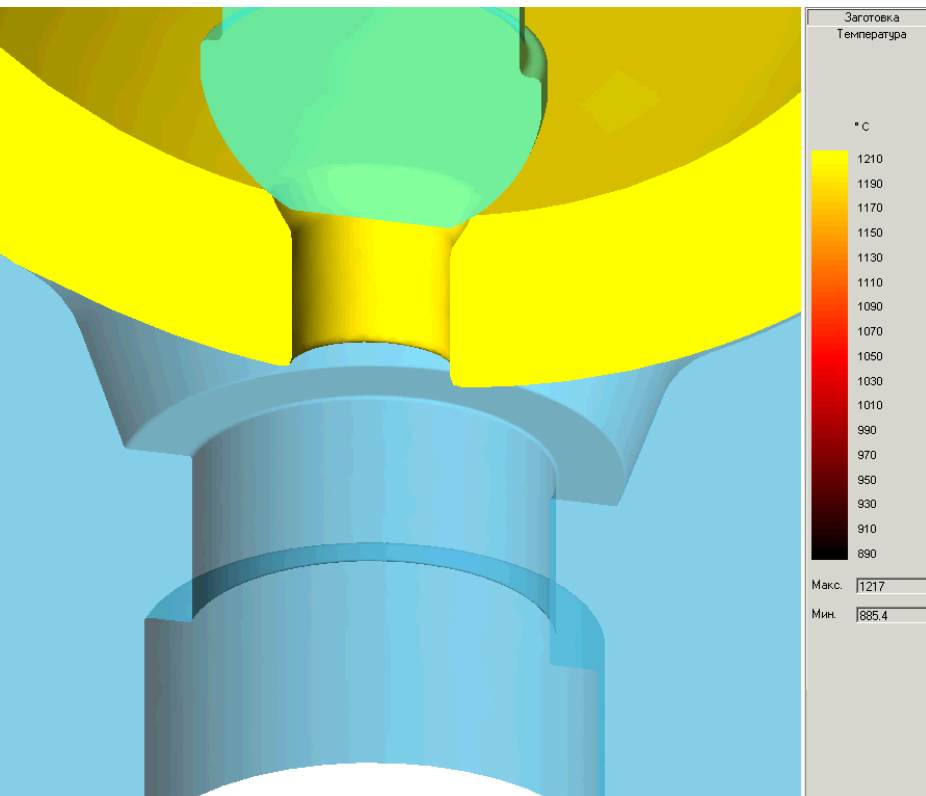
## Горячая формовка патрубка: схема процесса и компьютерная модель



## Моделирование 1-го варианта: конический инструмент

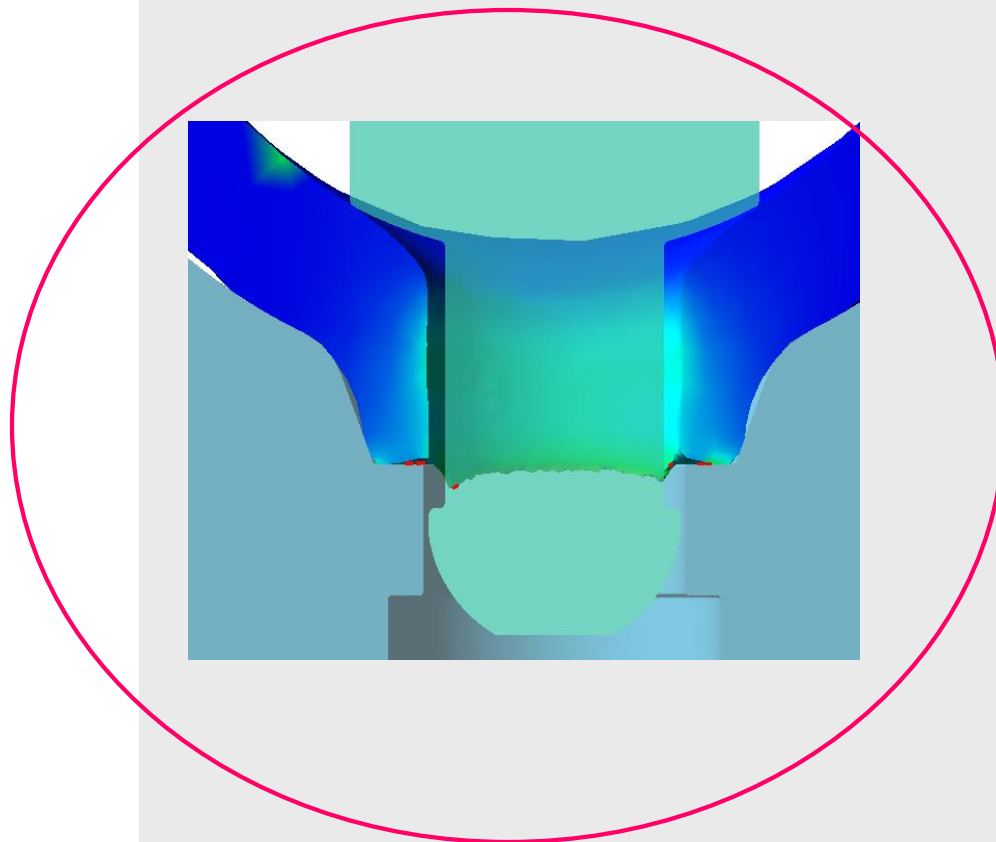
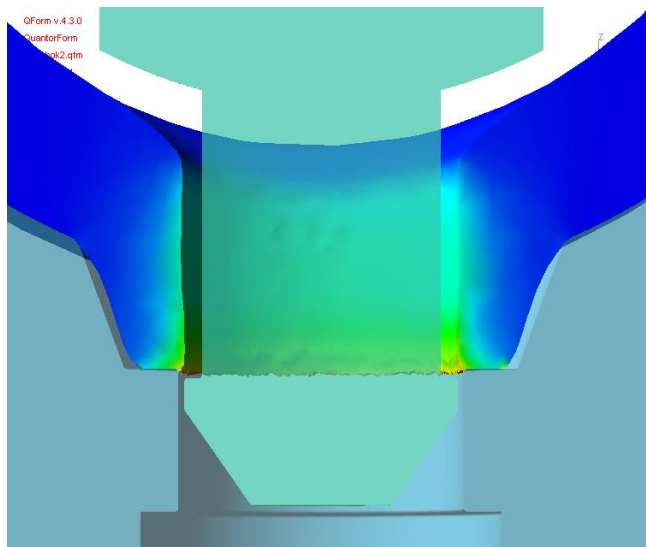


## Моделирование 2-го варианта: сферический инструмент



## Сравнение заполнения штампа

При использовании сферического инструмента заполнение лучше



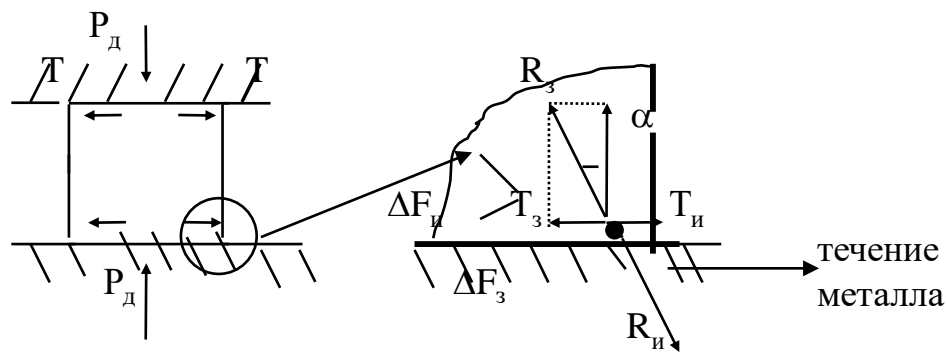
## 9. Контактное трение

### 9.1 Понятие контактного касательного напряжения. Парность сил трения.

Силы трения на контакте инструмента с заготовкой оказывают существенное влияние на силу деформирования, характер формоизменения, качество поверхности и т.д. Например, при осадке цилиндрического образца с трением образуется бочкообразность, а без трения – нет, сила деформирования с трением больше, чем без трения.

**Контактное трение – это взаимодействие двух тел, препятствующее их взаимному перемещению в плоскости соприкосновения.**

На торцах осаживаемого образца действуют силы деформирования  $P_d$  и силы трения  $T = \mu P_d$



Рассмотрим силы, действующие на выделенном элементе контактной поверхности  $\Delta F_{и}$ , принадлежащей инструменту, и  $\Delta F_{з}$ , принадлежащей заготовке.

В общем случае результирующая сила  $R$  взаимодействия инструмент-заготовка направлена под углом  $\alpha$ .

Со стороны инструмента на заготовку действует сила  $R_{и}$ , со стороны заготовки на инструмент сила  $R_{з}$  (по 3-му закону Ньютона). Касательная составляющая этой силы взаимодействия называется силой трения  $T$ .

Соответственно силам  $R_{и}$  и  $R_{з}$  в некоторой точке контакта действуют две силы трения  $T_{и}$  и  $T_{з}$ . На контактной поверхности заготовки действует **сила трения сопротивления** перемещению металла относительно инструмента ( $T_{з}$ ), а на контактной поверхности инструмента - **сила трения активного действия**, стремящаяся увлечь инструмент в направлении течения металла ( $T_{и}$ ). Это положение о наличии сил контактного трения сопротивления и сил трения активного действия называется парностью сил трения.

Предел отношения силы трения к площади контакта называется контактным касательным напряжением

$$\tau_k = \lim T/\Delta F \text{ при } \Delta F \rightarrow 0$$

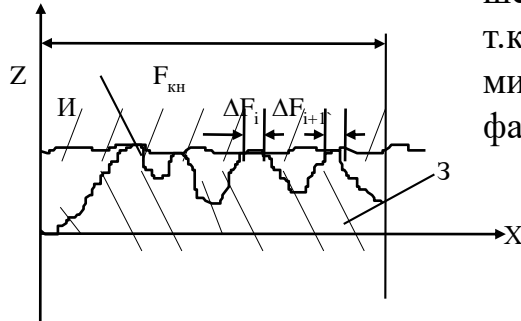
Трение в обработке давлением качественно отличается от трения в машинных парах:

1. Контактная поверхность непрерывно обновляется и увеличивается при деформировании за счет выхода на поверхность металла из срединных слоев.
2. Относительные перемещения металла и инструмента значительны и различны для разных точек контактной поверхности.
3. При холодном деформировании давления на порядок и более отличаются от давлений в машинных парах, а при горячем деформировании на контактных поверхностях действует высокая температура (800-1000 °С)

Различают виды трения: сухое, жидкостное, граничное.

## 9.2 Виды трения

**Сухое трение** возникает, когда контактные поверхности не разделены каким-либо третьим телом (смазка, окислы воздуха).



Номинальная площадь поверхности контакта  $F_{кн}$  (без учета шероховатости) значительно больше фактической площади контакта  $F_{кф}$  т.к. соприкосновение происходит по вершинам выступов микронеровностей. Поэтому деформация начинается на поверхностях фактического контакта  $\Delta F_i$ .

После достижения предела текучести начинается деформация гребешков и приработка поверхности заготовки к поверхности инструмента с постепенным увеличением фактической контактной площади.

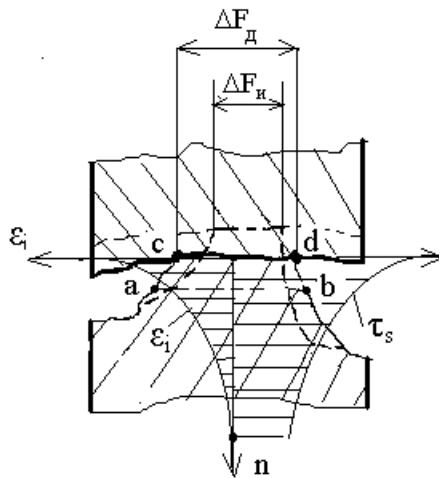


Рис.69

В условиях больших контактных давлений и значительной местной деформации на поверхности в области выступов возникают «узлы схватывания», в которых вследствие адгезии образуется металлическое соединение трущихся тел. При сухом трении прочность такого соединения в узле схватывания может быть больше прочности материала заготовки. Поэтому относительное перемещение материала заготовки (течение металла) возможно только при разрушении материала в слоях ниже плоскости контакта. Вышележащие слои металла налипают на инструмент.



По мере деформирования очаг деформации распространяется вглубь выступа по нормали «n». Деформация сопровождается упрочнением, поэтому напряжение текучести на сдвиг  $\tau_s$  в объеме выступа является переменным. Деформация по нормали – неравномерная. У поверхности контакта локальная деформация больше, упрочнение больше и  $\tau_s$  больше, чем в глубине.

Сила сопротивления сдвигу  $P_c = \tau_s \Delta F$ , где  $\Delta F$  – поверхность среза. На узле схватывания (на контакте) эта сила больше, чем в глубине выступа:  $\tau_{scd} \Delta F_{cd} > \tau_{sab} \Delta F_{ab}$ , т.к.  $\tau_{scd} > \tau_{sab}$

Поэтому сдвиг металла относительно инструмента происходит при разрушении металла по поверхности ab, для которой сила сопротивления сдвигу будет меньшей, чем на поверхности контакта.

Если металл заготовки и инструмента близки по своим механическим характеристикам, то узел схватывания оказывается очень прочным и металл заготовки налипает на инструмент. Если сходство материалов заготовки и инструмента невелико, то узел схватывания непрочен и сдвиг происходит по поверхности контакта, т.е. материал заготовки на инструмент не налипает.

Сухое трение приводит к ухудшению качества поверхности заготовки и повышенному износу инструмента. Но в чистом виде сухое трение возможно только в вакууме. В реальных условиях деформирования без смазки на контакте всегда имеются окислы, пленки влаги, газовые прослойки, загрязнения и т.п. Поэтому условия близкие к сухому трению возникают лишь на отдельных участках, главным образом тех, которые образовались в результате увеличения площади контакта и выхода на поверхность глубинных слоев заготовки

**Жидкостное ( гидродинамическое) трение** возникает при обильной смазке поверхностей, когда во всех точках поверхности разделены толстой, более  $10^{-4}$  мм, пленкой смазки.

Для этого вида трения касательные контактные напряжения определяются формулой Ньютона

$$\tau_k = \mu_s \frac{dV_c}{dn} \quad \text{где } \mu_s \text{ – динамическая вязкость смазки, } dV_c/dn \text{ – градиент скорости в слое смазки.}$$

При использовании эффективных смазок контактные касательные напряжения примерно на 2 порядка ниже, чем при сухом трении. В результате резко снижается сила деформирования, повышается качество поверхности и стойкость инструмента.

**Граничное трение** – наиболее часто встречающийся вид трения, по характеристикам – промежуточный между сухим и жидкостным трением. Слой смазки имеет толщину не более  $10^{-6}$  –  $10^{-4}$  мм, контактные касательные напряжения при этом повышаются на порядок по сравнению с жидкостным. Это объясняется тем, что неровности контактирующих поверхностей местами прерывают смазочную пленку, образуя узлы схватывания, свойства пленки толщиной менее  $10^{-4}$  мм качественно отличаются по свойствам от нормальной жидкости, из которой они образованы. Поэтому граничное трение по характеристикам приближается к сухому.

### 9.3. Граничные условия. Закон Амонтона-Кулона. Закон Зибеля.

При расчете процессов обработки давлением необходимо задавать закон, по которому изменяются контактные касательные напряжения. Это является одним из граничных условий для решения задачи.

**По закону Амонтона-Кулона** контактные касательные напряжения задаются пропорциональными нормальным напряжениям в плоскости контакта:  $\tau_k = \mu \sigma_n$ , где  $\mu$  – коэффициент трения,  $\sigma_n$  - нормальные напряжения

При пластической деформации существует закон  $\tau_{\max} \leq k = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}$

Очевидно, что  $\tau_k$  должно быть меньше  $\tau_{\max}$ . Поэтому закон  $\mu \sigma_n \leq \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}$

**Амонтона-Кулона можно применять, если** по условиям техпроцесса

Если это условие не выполняется, то следует пользоваться **формулой Зибеля**:  $\tau_k = mk = m \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}$

Физическая сущность коэффициента и фактора трения, входящих в формулы Кулона и Зибеля различна. Поэтому эти коэффициенты записывают различно: для закона Кулона -  $\tau_k = \mu_n \sigma_n$ , для закона Зибеля -  $\tau_k = m k$

Для граничного значения  $\sigma_n$  приравнявая  $\tau_k$  получим соотношение коэфф. и фактора трения  $\mu_n = m \frac{\sigma_s}{\sigma_n \sqrt{3}}$

## Критерии пластичности Мизеса

QForm – критерий Мизеса для компактных (сплошных) материалов

$$\bar{\sigma} = \sigma_S$$

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad \text{эффективное напряжение}$$

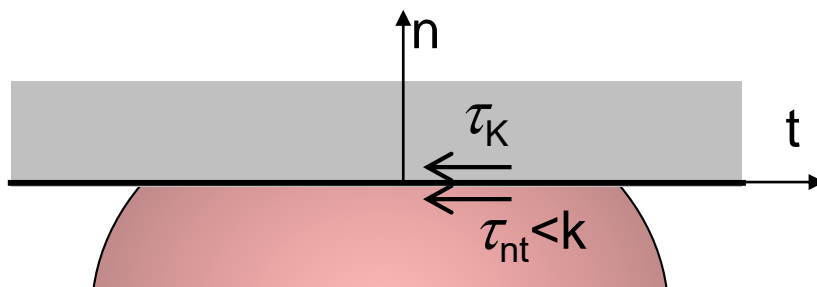
Физический смысл критерия - переход в пластическое состояние происходит при достижении удельной энергии искажения формы предельного значения, не зависящего от схемы напряженного состояния и являющегося характеристикой материала

Следствие – максимальное касательное напряжение не превосходит

$$\tau_{\max} \leq k = \frac{\sigma_S}{\sqrt{3}}$$

## Предельные силы контактного трения

Внешние силы трения равны касательным напряжениям в материала на границе



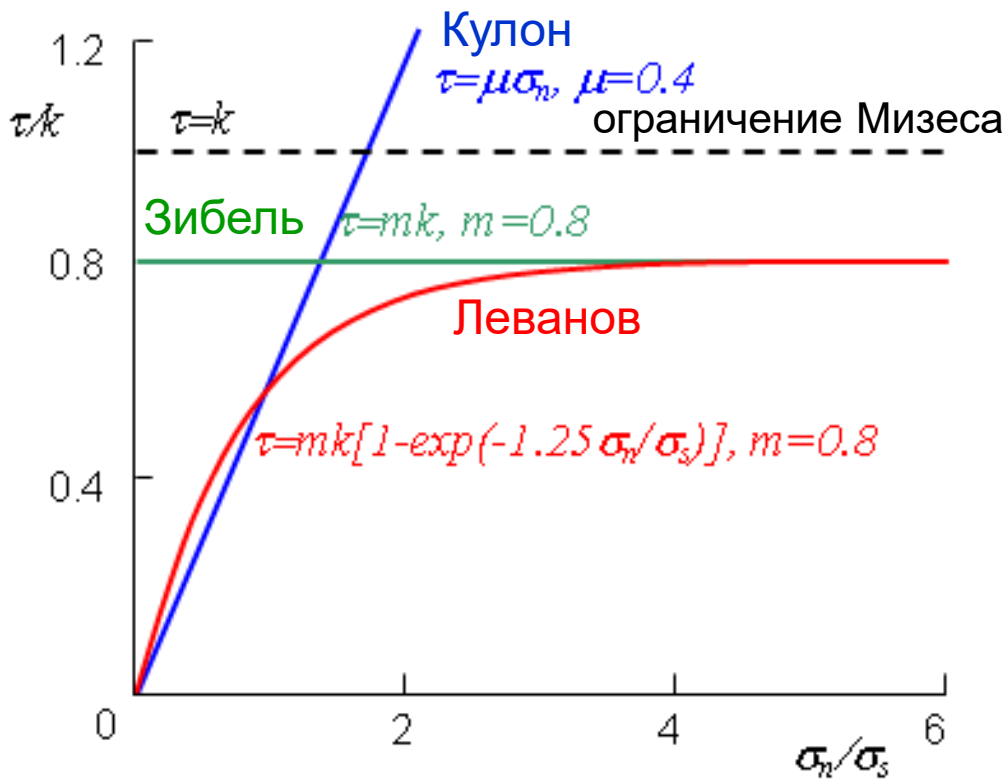
$$\tau_k = \tau_{nt}$$

$\tau_k$  – внешние удельные касательные силы

$\tau_{nt}$  – касательные напряжения в материале на границе

Предельные силы трения не могут превысить максимальные касательные напряжения

## Законы внешнего трения



Закон Амонтона-Кулона

$$\tau_k = \mu \sigma_n$$

Закон Зигеля

$$\tau_k = mk$$

$m$  – фактор трения (0...1)

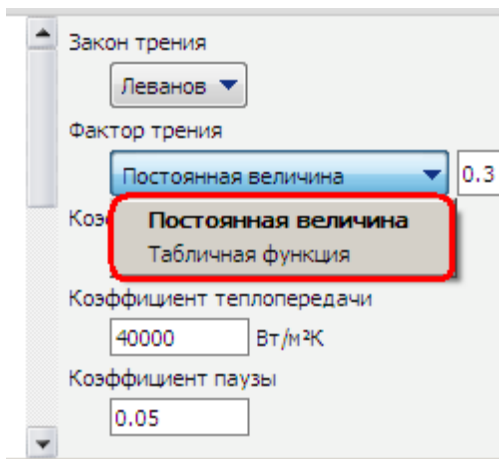
Закон Леванова

$$\tau_k = mk \left( 1 - \exp \left( -b \frac{\sigma_n}{\sigma_s} \right) \right)$$

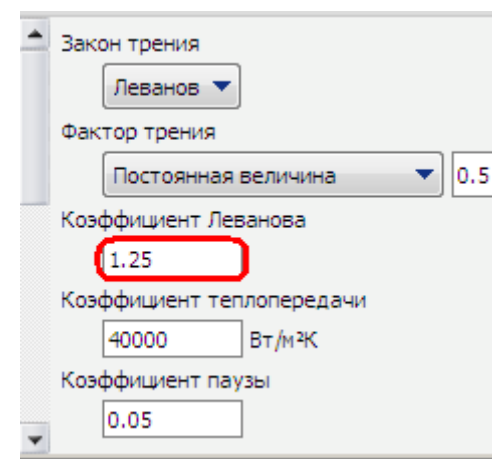
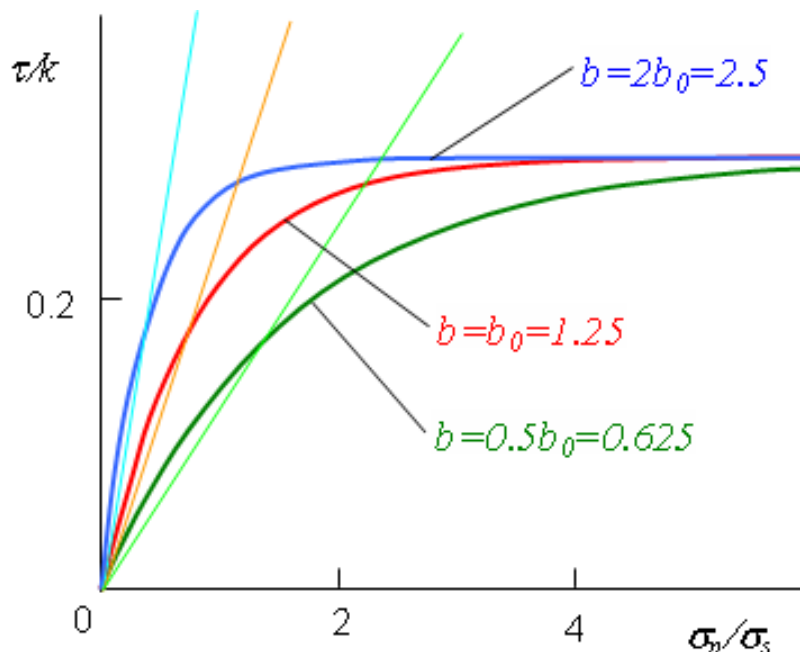
$b = 1.25$  (по Леванову)

## Законы трения в QForm

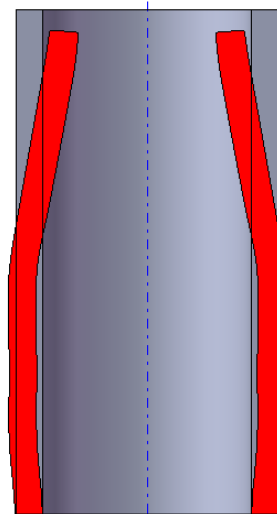
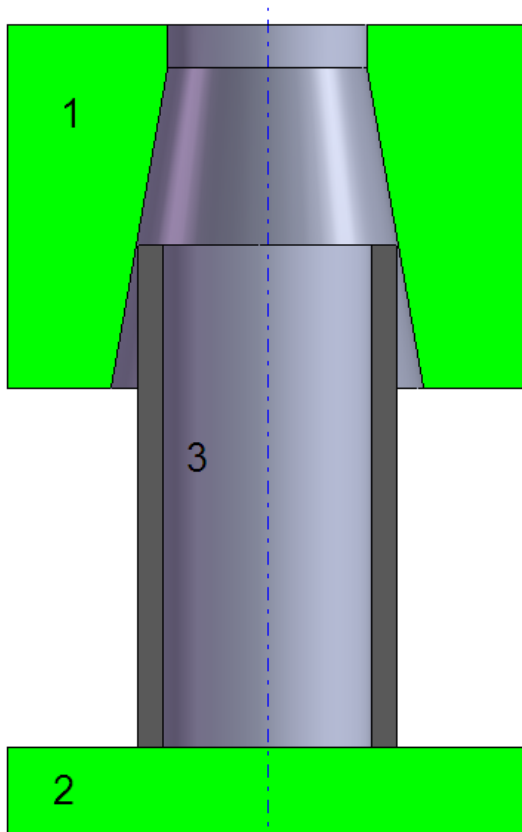
Закон Кулона используется в составном инструменте, Леванова и Зибеля на контакте заготовки с инструментом



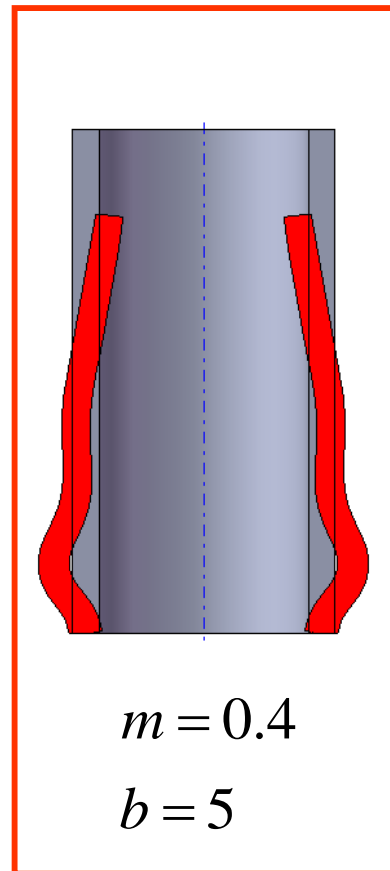
$$m = 0.3 \quad \mu = \frac{b}{2b_0} m$$



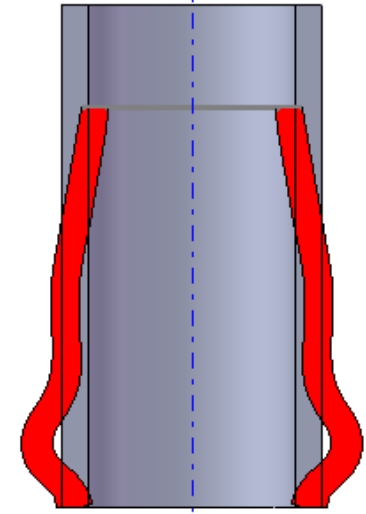
## Трение: влияние выбора параметров на точность



$m = 0.4$   
 $b = 1.25$

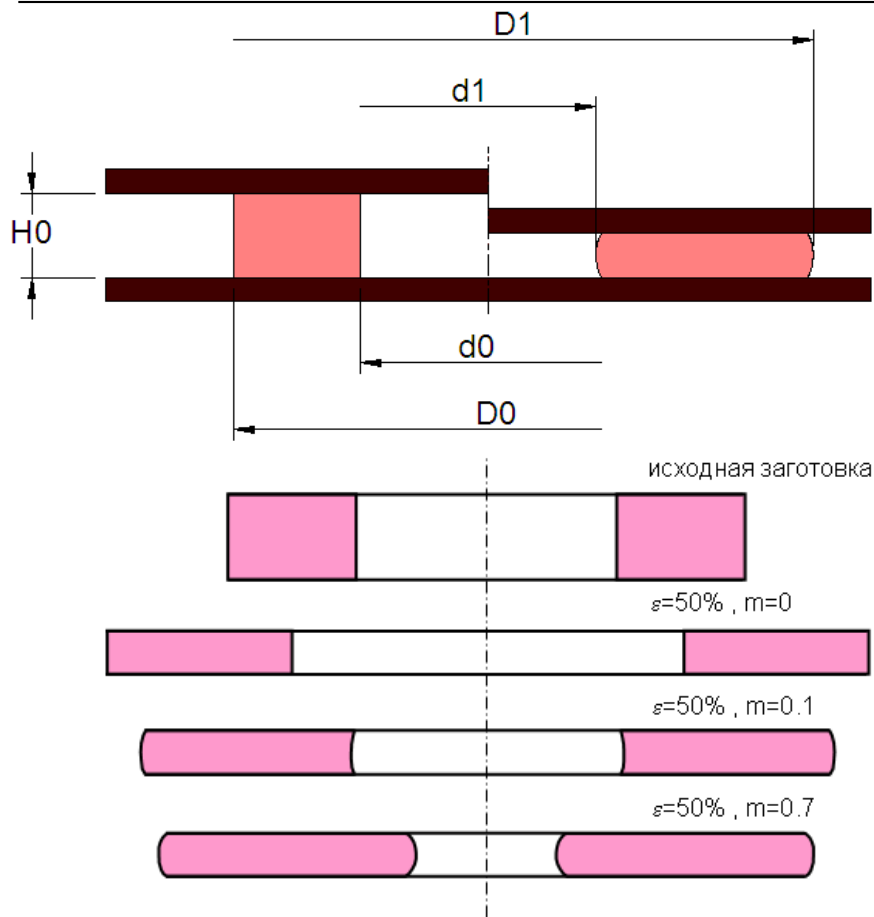


$m = 0.4$   
 $b = 5$

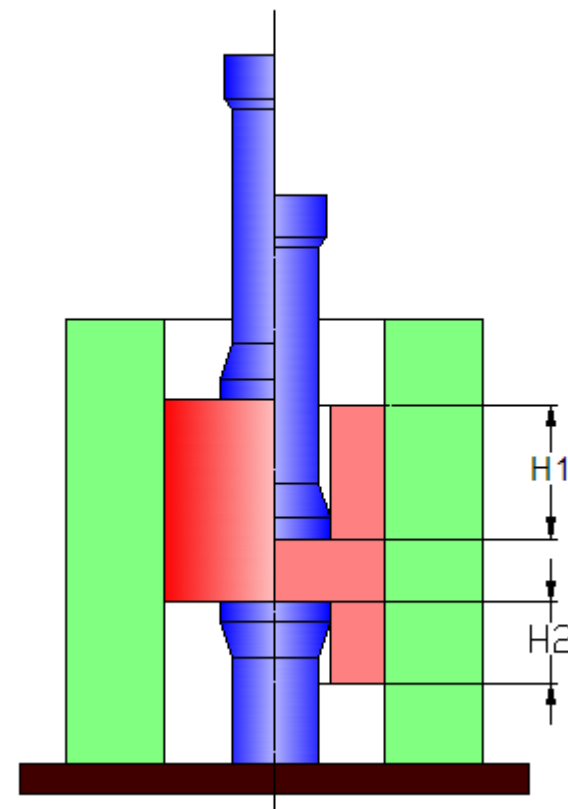


$m = 0.5$   
 $b = 5$

## Трение: экспериментальное определение параметров



осадка кольцевых заготовок  
(RCT – ring compression test)



выдавливание двухполосных стаканов  
(DCET – double cup extrusion test).



## 9.4 Основные факторы, влияющие на контактное трение

### 1. Сродство материалов «инструмент – заготовка»

Сродство материалов тем меньше, чем больше различаются параметры их кристаллических решеток. При малом сродстве мостики трения (выступы шероховатости) разрушаются по границе инструмент-заготовка и налипания материала не происходит.

### 2. Смазка

Подбором соответствующих смазок можно значительно снизить силу трения и, соответственно, силу деформирования

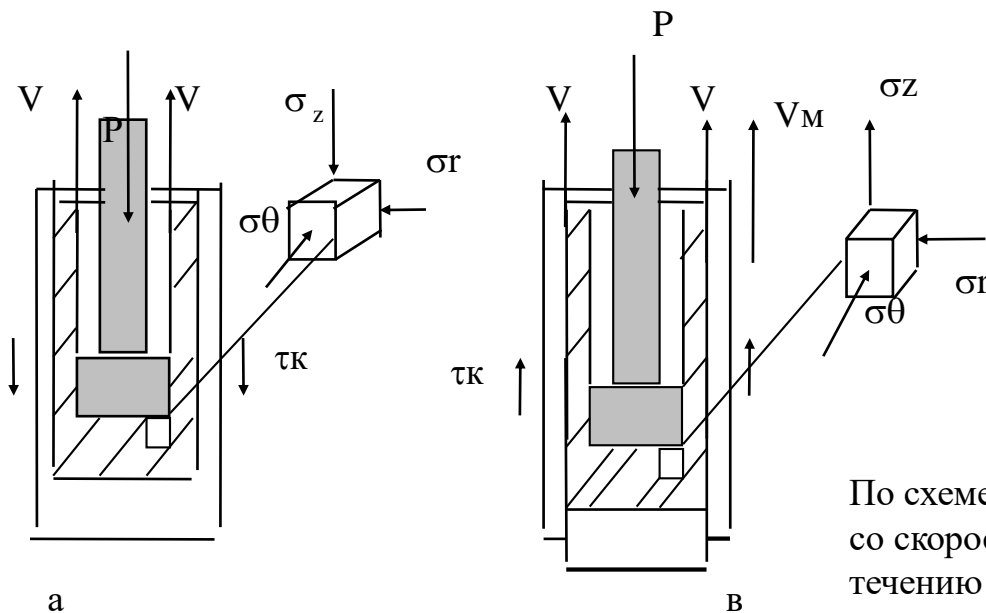
### 3. Шероховатость поверхности

Шероховатость способствует удержанию смазки. Стремиться к высокой чистоте поверхности инструмента нецелесообразно из-за того, что интенсифицируется процесс образования узлов схватывания и ухудшаются условия смазывания. Следует иметь в виду, что при обработке инструмента резанием на нем образуются риски, имеющие преимущественную ориентировку. Поэтому трение на контактной поверхности анизотропно, зависит от направления. Сопротивление течению металла вдоль рисков механообработки примерно на 20% меньше, чем поперек рисков.

### 4. Характер нагружения.

При вибрационной обработке или наложении ультразвуковых колебаний имеет место пульсирующая нагрузка. В процессе пульсации инструмент отходит от поверхности заготовки и сплошность смазочной пленки, что снижает силы трения. восстанавливается

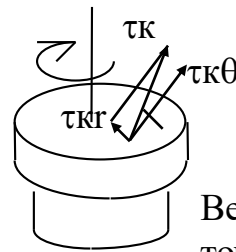
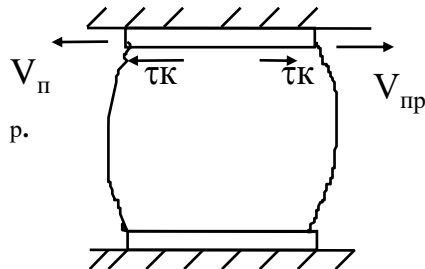
## 9.5 Активные силы контактного трения



В ряде случаев силы трения могут играть положительную роль, способствуя течению металла.

В операции обратного выдавливания по схеме «а» силы трения между вытекающим вверх металлом ( скорость течения  $V$ ) и неподвижной матрицей играют отрицательную роль, препятствуя течению

По схеме «в» , где матрице придается движение вверх со скоростью  $V_m > V$  силы трения способствуют течению , изменяя схему напряженного состояния



Снизить силу трения и деформирования можно придавая вращение бойку ( осадка с кручением)

Вектор касательного напряжения в любой точке при вращении можно разложить на радиальный и тангенциальный

$\tau_k^2 = \tau_{kr}^2 + \tau_{k\theta}^2$  . Вредной является радиальная составляющая, препятствующая течению.

Увеличивая значение тангенциальной составляющей изменением скорости вращения можно снизить значение радиальной составляющей, препятствующей течению.

Если при осадке заготовки между бойком и заготовкой поместить мягкие прокладки с меньшим пределом текучести, чем материала заготовки, то деформация начнется с прокладок и, вытекая из зазора между инструментом и заготовкой со скоростью  $V_{пр}$ , прокладка увлечет за собой торец заготовки, предотвращая образование бочки.

# Объемная штамповка: подпружиненный инструмент

2D-осесимметричное моделирование:

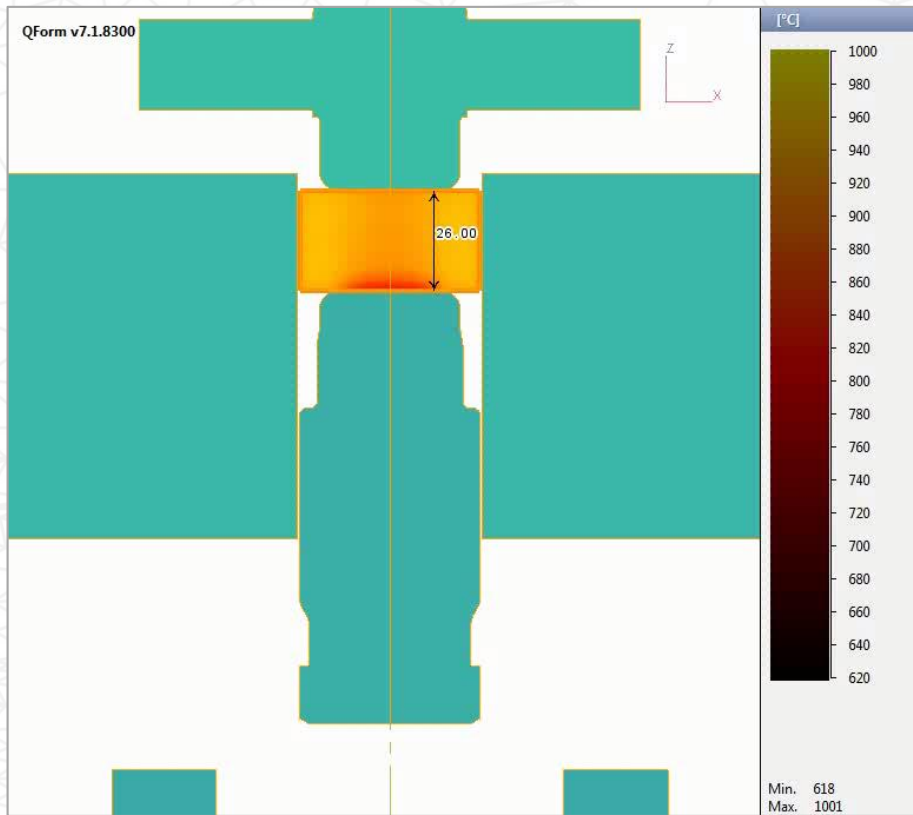


Схема процесса:

