

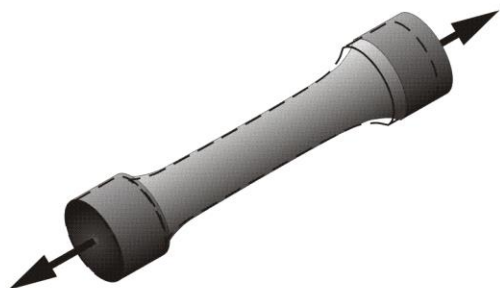
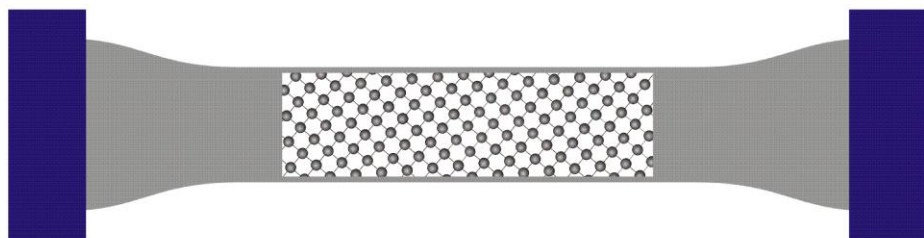
第五章 材料的形变与再结晶

材料的形变

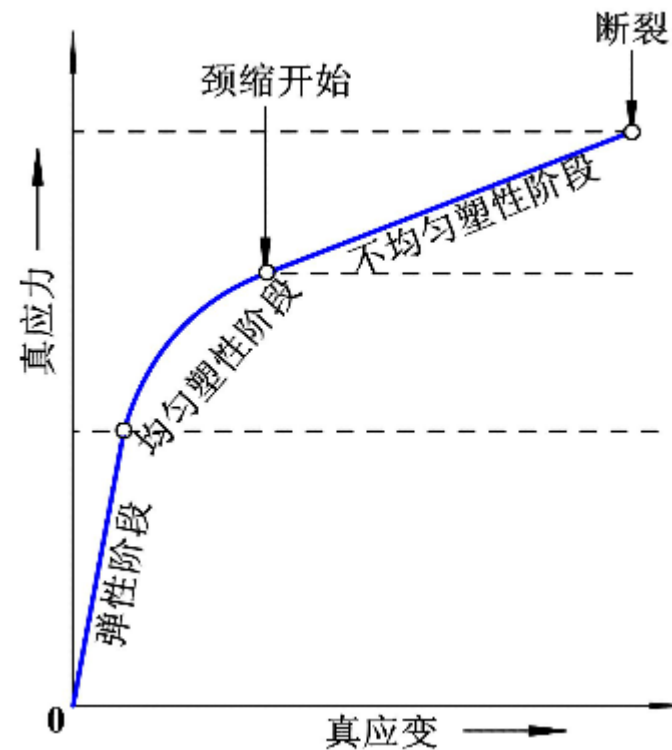
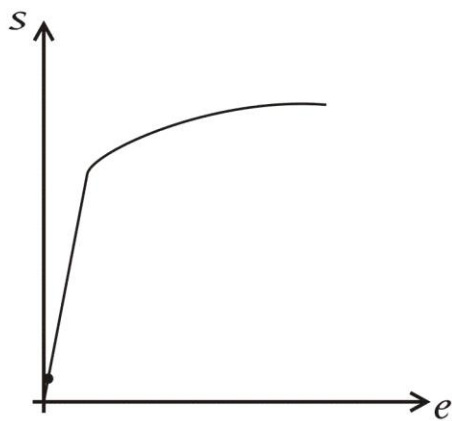
外力 \rightarrow 材料

弹性变形 (elastic deformation)

塑性变形 (plastic deformation)



© D. M. Kochmann (2009)

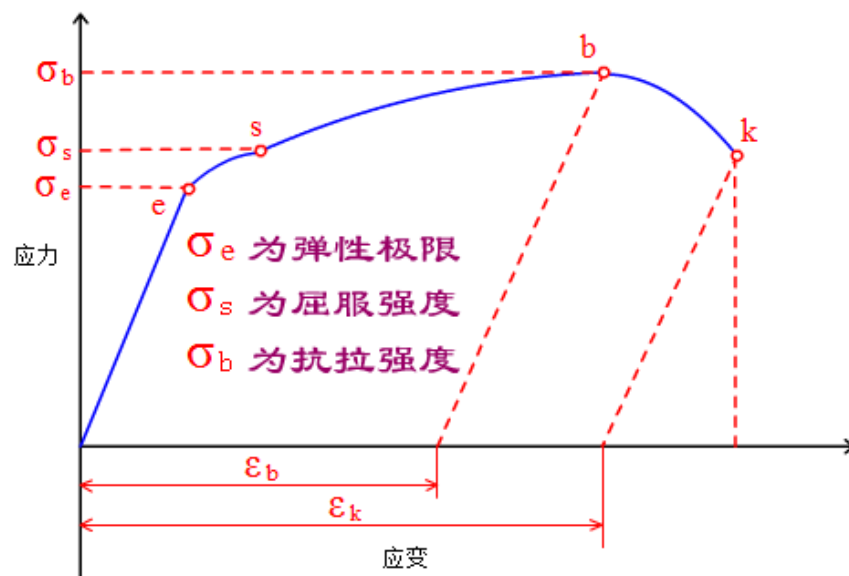


材料不同，其弹、塑性性能差异很大。

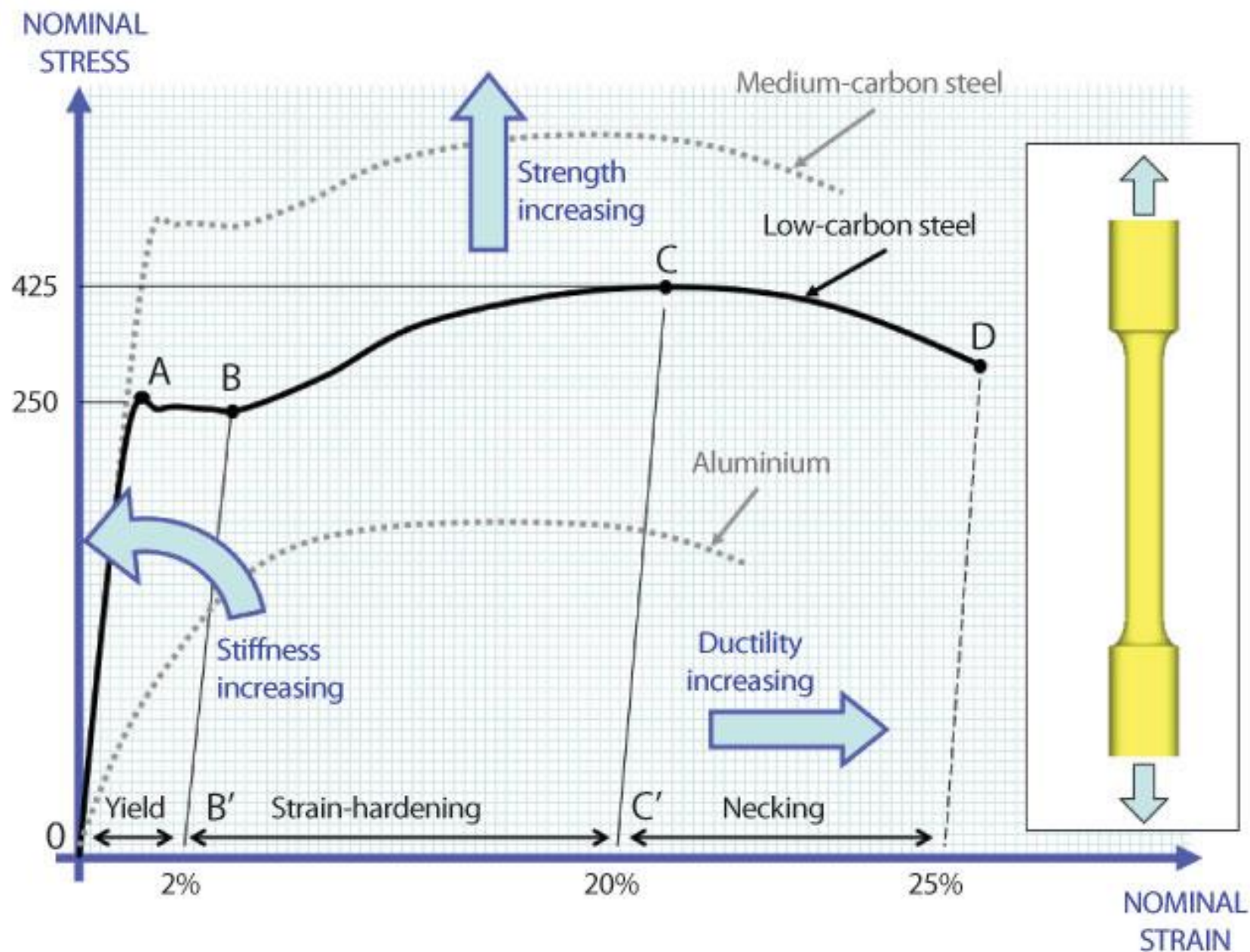
□ 塑性变形，

- 对锻、轧、拉、挤有重要作用
- 对铸造、热处理则 要尽量避免

塑性变形 \Rightarrow $\left\{ \begin{array}{l} \text{外形尺寸变化} \\ \text{内部组织、性能变化} \end{array} \right.$

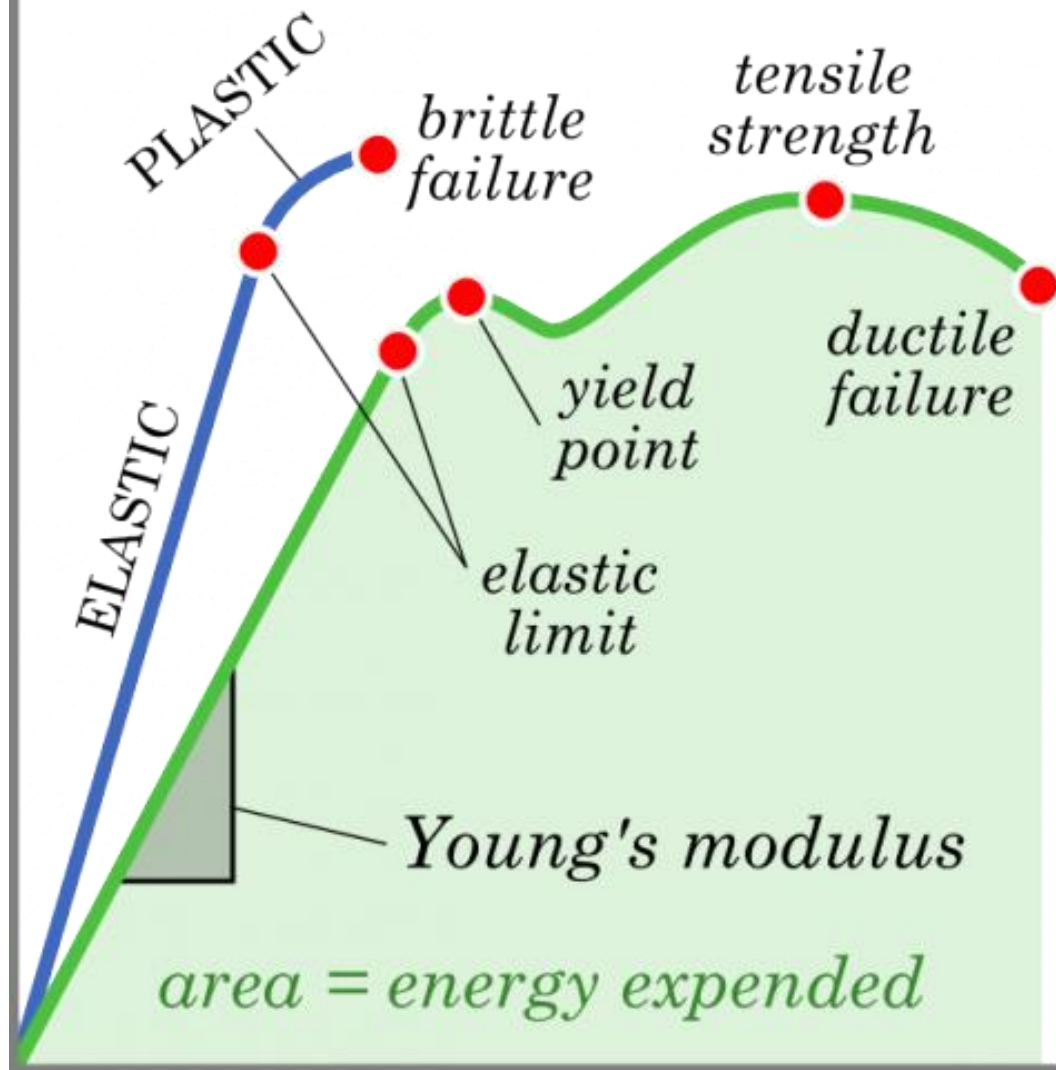


刚度 (stiffness) 强度 (Strength) 韧性 (toughness) 延性 (Ductility)



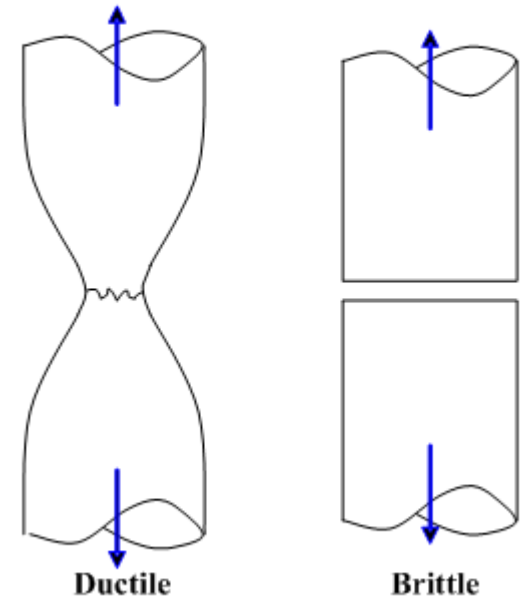
stress, σ

brittle ...vs... ductile

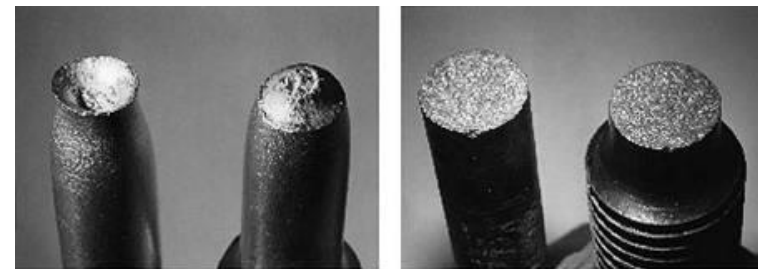


strain, ϵ

Ductile and brittle fractures



www.substech.com



σ
stress
/ Pa

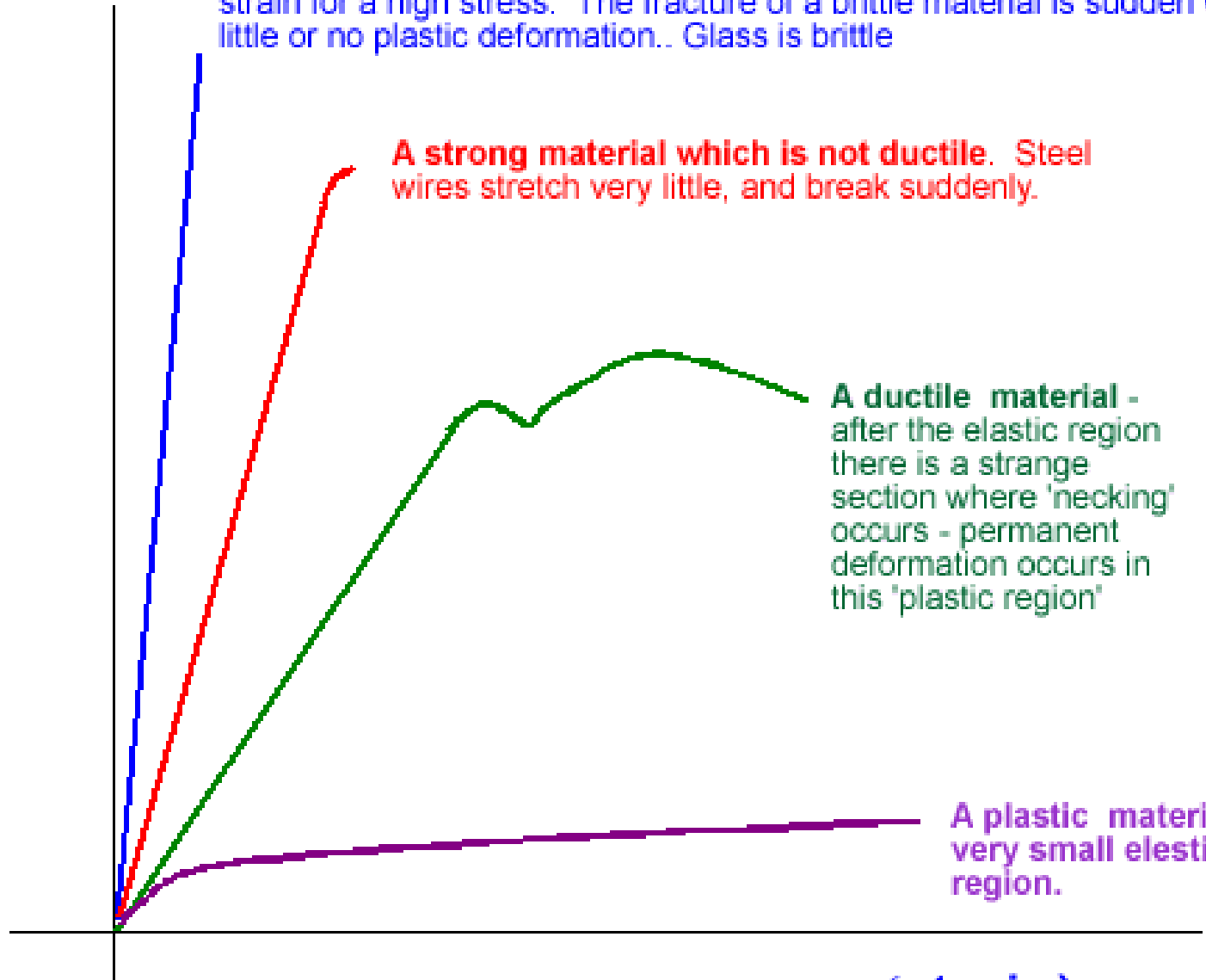
A brittle material. This material is also strong because there is little strain for a high stress. The fracture of a brittle material is sudden with little or no plastic deformation.. Glass is brittle

A strong material which is not ductile. Steel wires stretch very little, and break suddenly.

A ductile material - after the elastic region there is a strange section where 'necking' occurs - permanent deformation occurs in this 'plastic region'

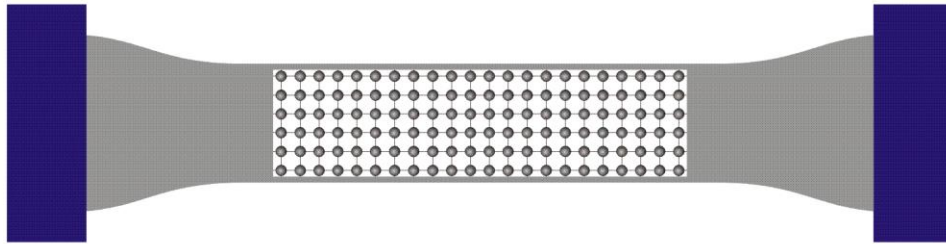
A plastic material - very small elastic region.

ϵ (strain)



※ 1. 弹性和粘弹性(Elasticity and Viscoelasticity)

一. 弹性变形(Elastic Deformation)



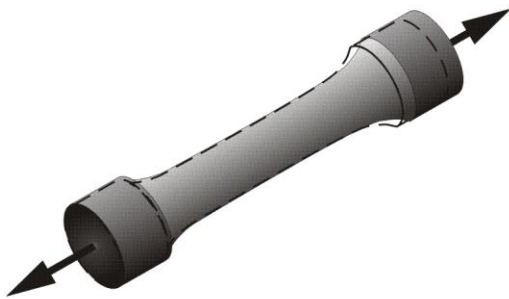
- 应力-应变关系
(Stress-Strain behavior)
胡克定律(Hooke's law)

$$\sigma = E\varepsilon$$

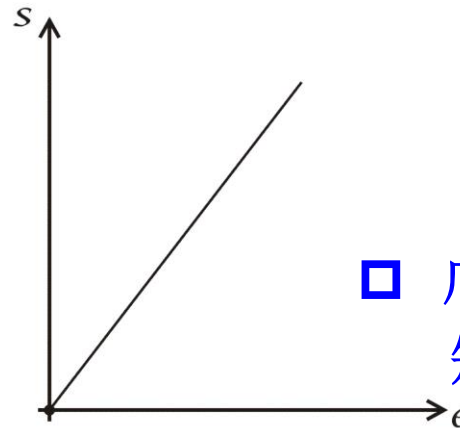
$$\tau = G\gamma$$

$$G = E/2(1+\nu)$$

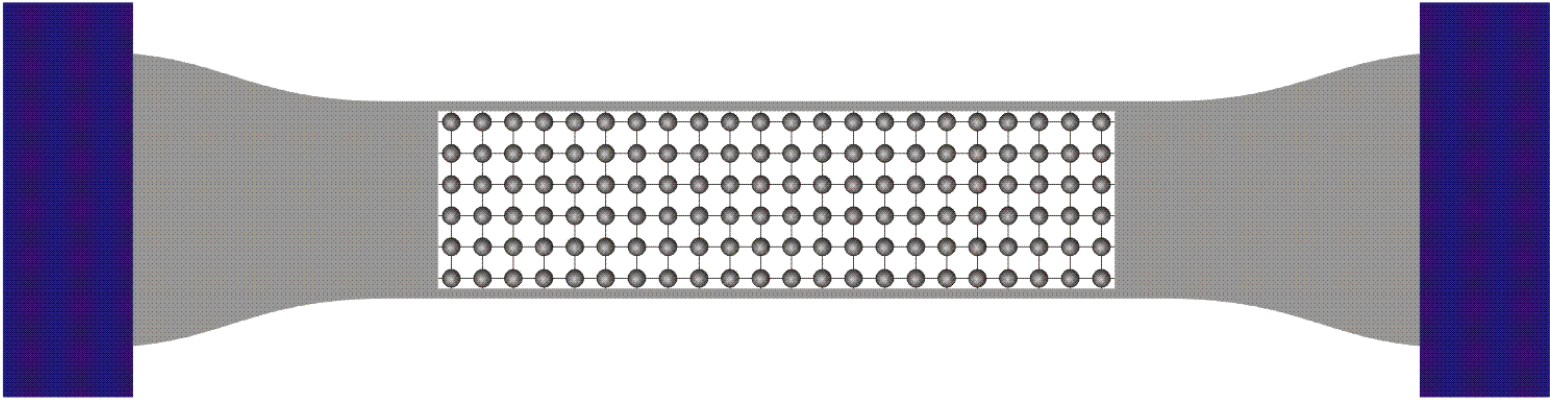
- 广义虎克定律
矩阵表达式



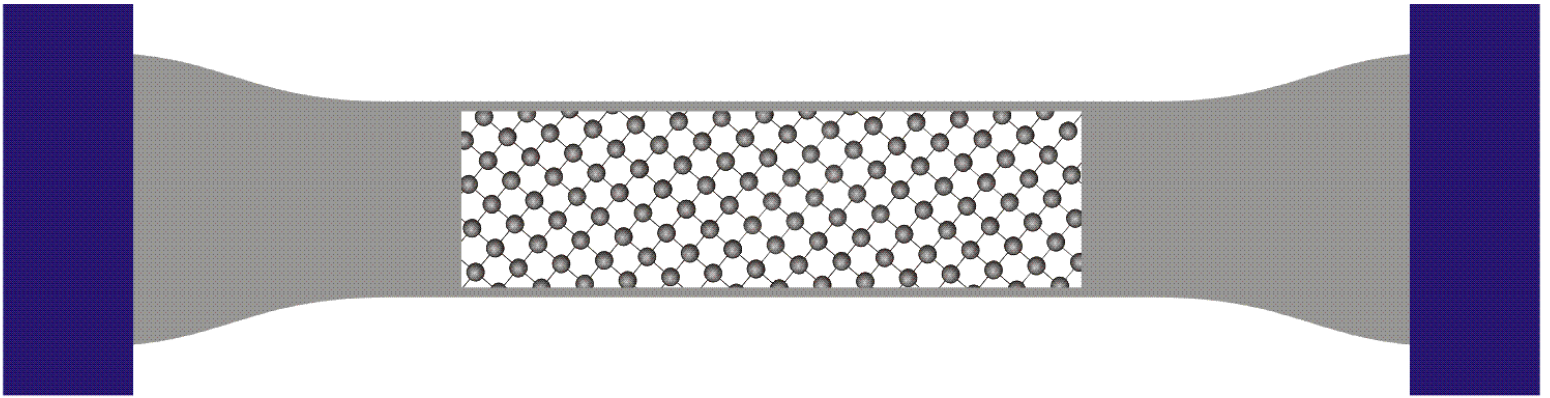
© D. M. Kochmann (2009)



可逆性， 外力去处后可完全恢复



© D. M. Kochmann (2009)



© D. M. Kochmann (2009)

二 弹性模量 E (Elastic modulus)

- 表征晶体中原子间结合力强弱的物理量, 反映原子间的结合力, 是组织结构不敏感参数。

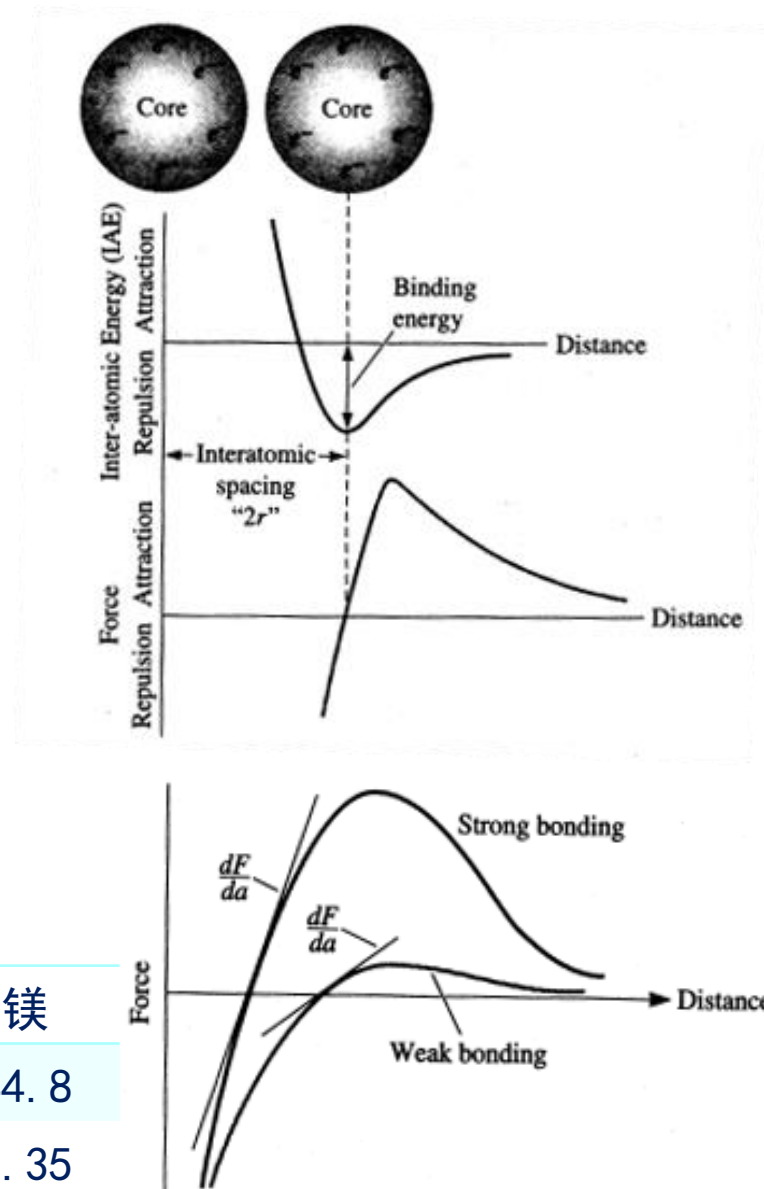
对晶体而言, 系各向异性

沿原子最密排的晶向 E_{\max}

沿原子最疏的晶向 E_{\min}

- 工程上E系材料刚度的度量, 弹性变形量随材料不同而异。

	钢	不锈钢	铝	钛	镁
E (Mpa)	207	190	71.7	102	44.8
泊松比	0.29	0.30	0.33	0.3	0.35



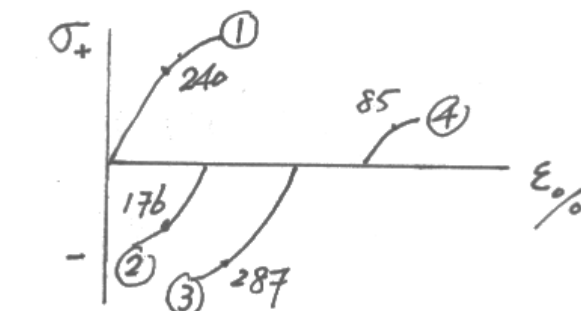
三 弹性的不完整性 (Imperfection)

1. 包申格效应 (Bauschinger effect)

经预先加载产生少量变形 ($<4\%$)

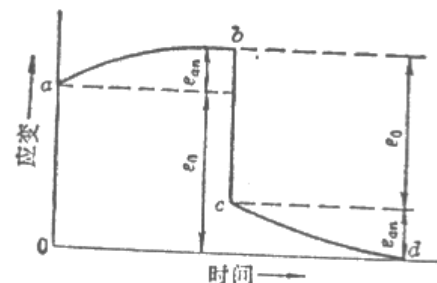
而后同向加载则 $\sigma_e \nearrow$

而后反向加载则 $\sigma_e \searrow$



2. 弹性后效 (Elastic after-effect)

在弹性极限 σ_e 范围内, 应变滞后于外加应力, 并和时间有关的现象



3. 弹性滞后 (Elastic lag)

由于应变落后于应力, 在 σ - ϵ 曲线上加载曲线与卸载线不重合, 而形成一封闭回线 (内耗)

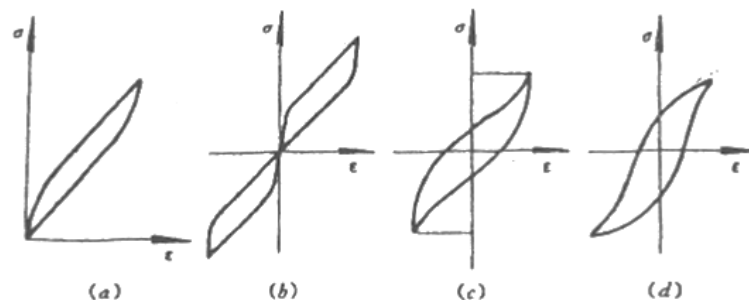


图 5-4 弹性滞后(环)与循环韧性

(a) 单向加载弹性滞后(环); (b) 交变加载(加载速度慢)弹性滞后;
(c) 交变加载(加载速度快)弹性滞后; (d) 交变加载塑性滞后(环)。

四 粘弹性 Viscoelasticity

粘性流动：指非晶态固体和液体在很小外力作用下，会发生没有确定形状的流变，并且在外力去除后，形变不能回复。

牛顿粘性流动定律 $\sigma = \eta \frac{d\varepsilon}{dt}$ η -粘度系数

同时表现弹性和粘性，粘弹性现象：

- 既与时间有关，又具有可回复的弹性变形性质
- 应变落后于应力，应力-应变曲线构成回线，内耗
- Maxwell和Voigt粘弹性体变形模型
- 高分子材料的重要力学特性之一

※ 2. 单晶体的塑性变形

Plastic Deformation of Single Crystal

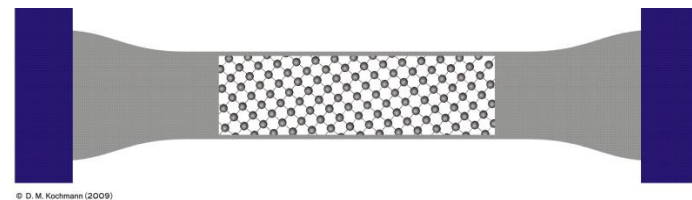
塑性变形

滑移

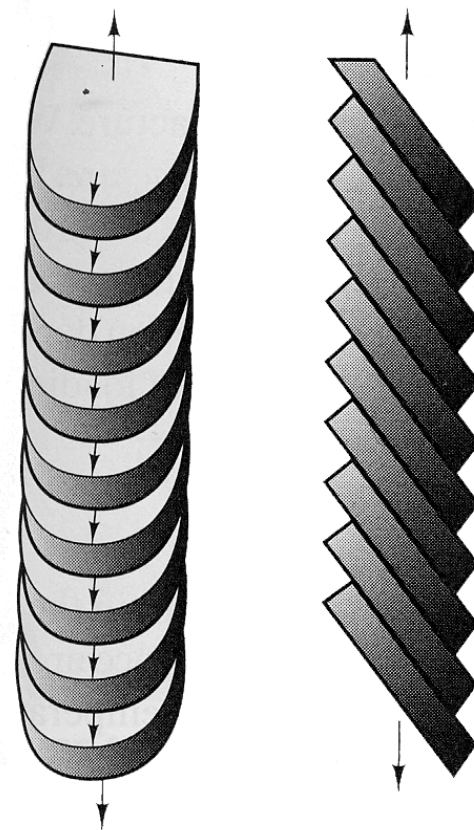
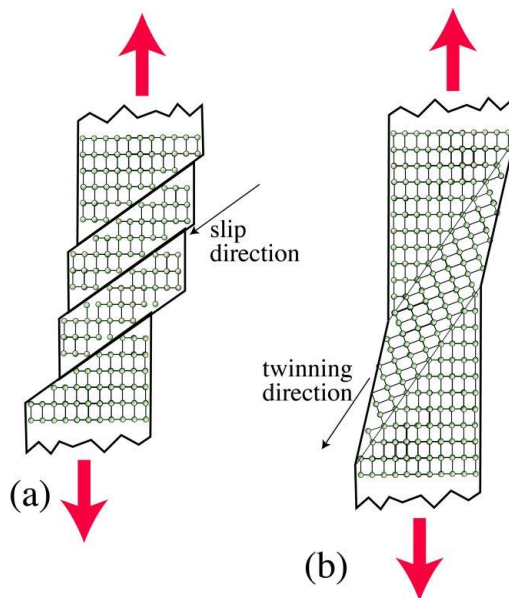
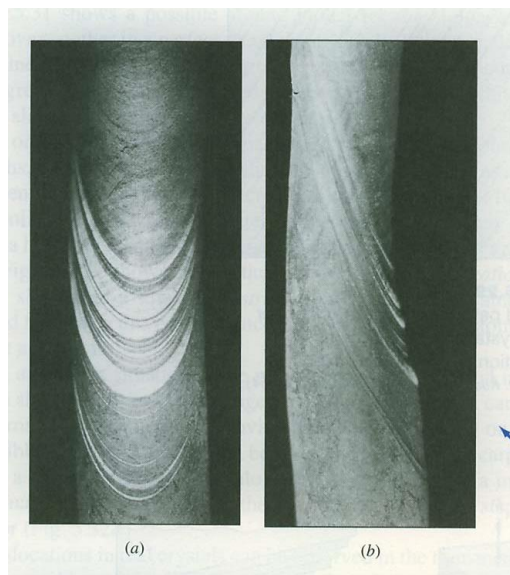
孪生

晶界滑动

扩散性蠕变



© D. M. Kochmann (2009)



一、滑移 (Slip)

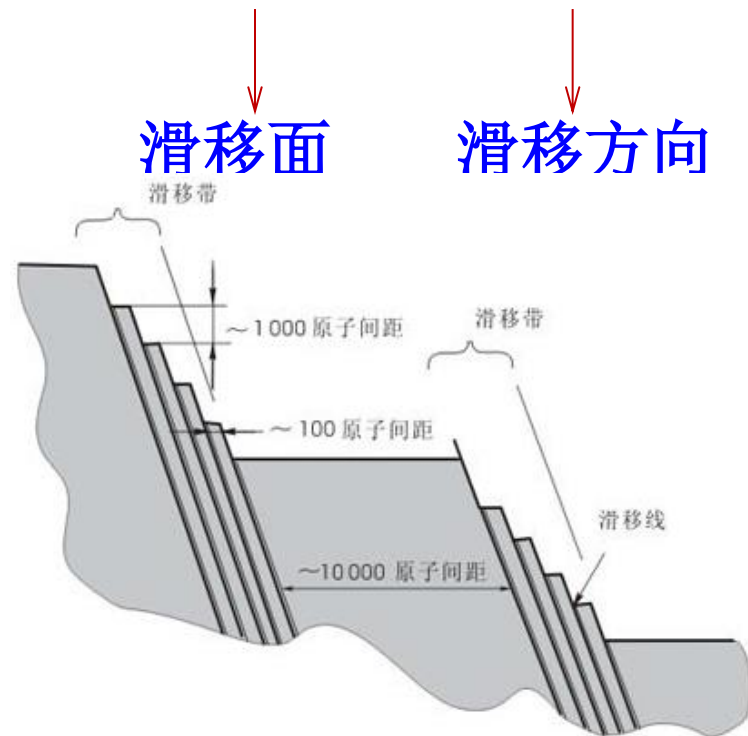
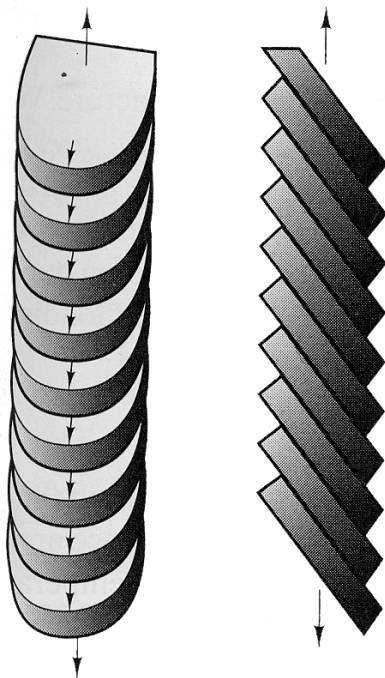
1. 现象

单晶体的拉伸试验

滑移带 (Slip band) $\Delta h \sim 200nm$

滑移线 (Slip line) $\Delta d \sim 20nm$

塑性变形的不均匀性 → 沿一定的晶面、一定晶向进行



2.滑移的晶体学特征

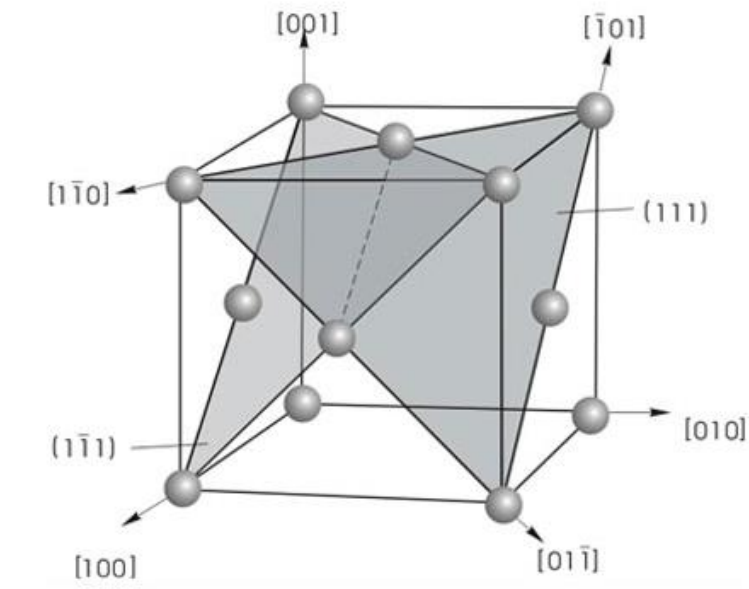
□ 滑移面和滑移方向

Slip plane & Slip direction

晶体中原子密度最大的面和方向？

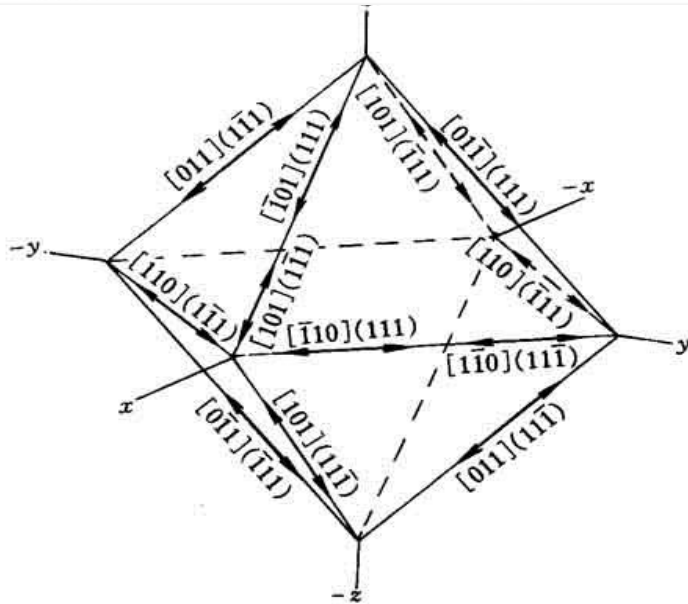
易滑移面	易滑移方向	
<i>fcc</i> : {111}	$\langle 110 \rangle$	
<i>hcp</i> : {0001}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$c/a \geq 1.633$
{0001}, {10 $\bar{1}$ 0}, {10 $\bar{1}$ 1}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$c/a < 1.633$
<i>bcc</i> : {112}		$< T_m/4$
{110}	$\langle 111 \rangle$	$T_m/4 \sim T_m/2$
{123}		$0.8T_m$

□ 滑移系 (slip system) : 晶体中一个滑移面和该面上一个滑移方向组成, 决定滑移的空间取向, 例: $(111)[1\bar{1}0]$ 。

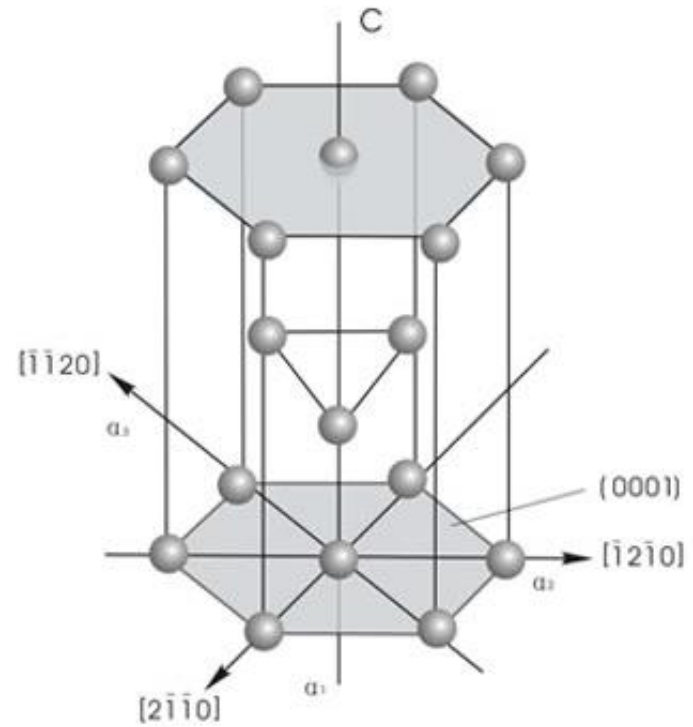


□ (111) 面: $[\bar{1}01]$ $[1\bar{1}0]$ $[01\bar{1}]$

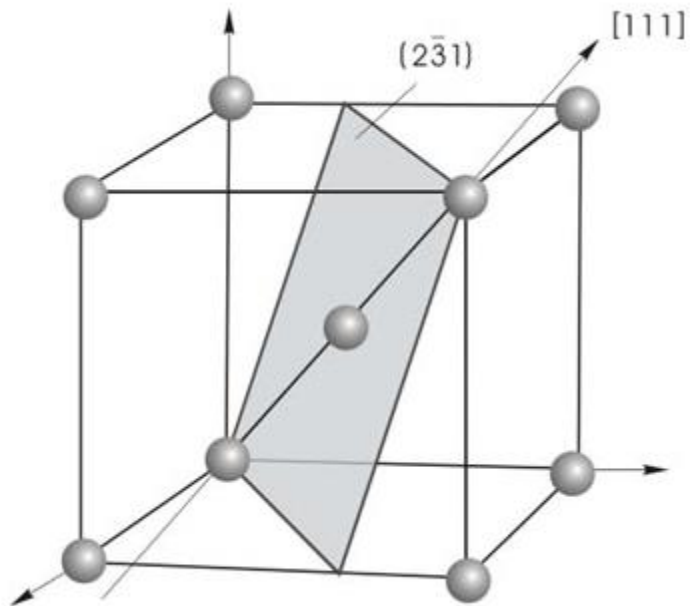
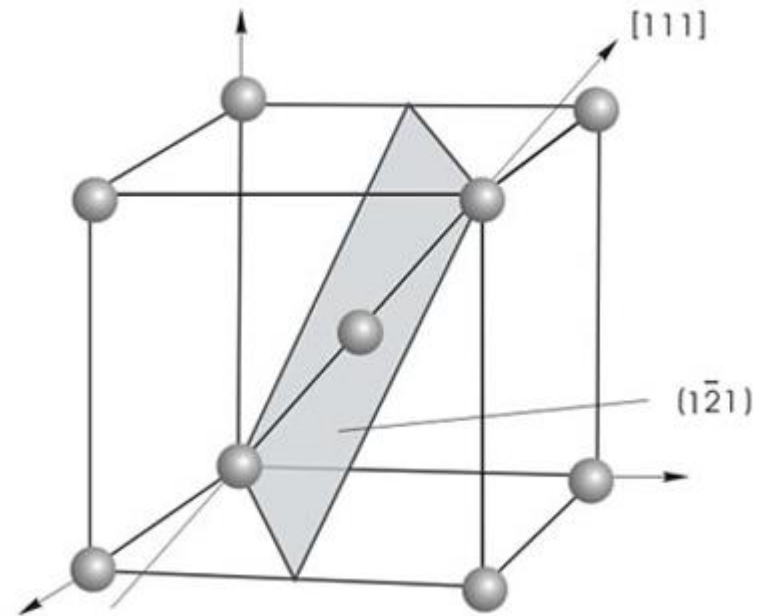
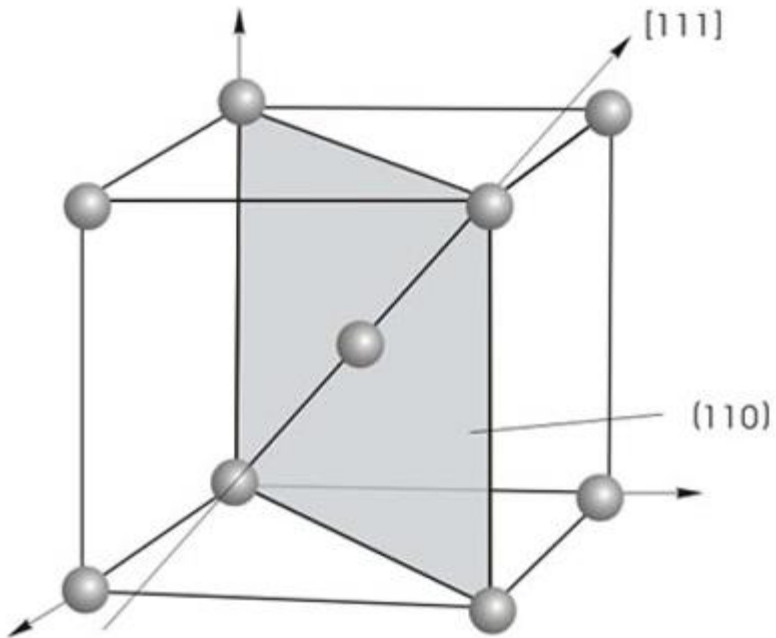
□ $(1\bar{1}1)$ 面: $[011]$ $[\bar{1}\bar{1}0]$ $[10\bar{1}]$



$\{111\}$ 晶面族: 八面体



$\{0001\}$: $1 \times 3 = 3$



$$\{110\}: 6 \times 2 = 12$$

$$\{112\}: 12 \times 1 = 12$$

$$\{123\}: 24 \times 1 = 24$$

晶体结构不同，滑移系的数目不同（Number of slip systems）

fcc: {111} 有四组，而每个 (111) 面上共有三个 [110]，

故共有 $4 \times 3 = 12$ 个滑移系

hcp: 1个(0001)面 3个<1120>方向 $1 \times 3 = 3$ 个滑移系

bcc: {110}面共有6组，每个{110}上有2个<111>方向

12组 {112} 1个

24组 {123} 1个

故共有 $6 \times 2 + 12 \times 1 + 24 \times 1 = 48$ 个滑移系

一般滑移系愈多，滑移过程中可能采取的空间取向也就愈多，这种材料的塑性就愈好。

fcc和bcc中滑移系较多，故比hcp塑性好；对于fcc和bcc，bcc中虽然滑移系的数目多，但滑移面的密排程度低，且滑移方向较少，故bcc的塑性介于fcc和hcp之间。

3. 滑移所需临界分切应力

Critical (resolved) shear stress

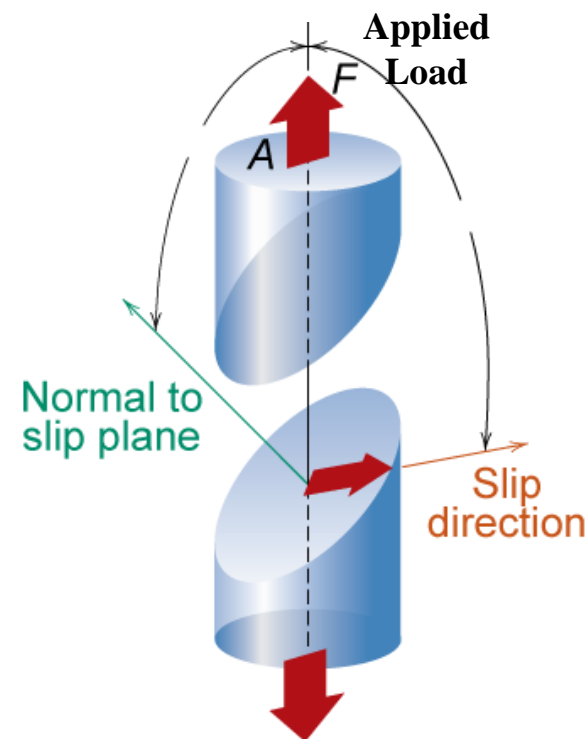
$\tau \longrightarrow$ 滑移

圆柱形试样单向拉伸时作用在滑移面上沿滑移方向的 τ

$$\tau = \sigma \cdot \cos \lambda = \frac{F}{A} \cos \Phi \cdot \cos \lambda$$

其中 $\frac{F}{A}$ 为作用在试样横断面上的拉伸应力

$\cos \Phi \cos \lambda$ 为取向因子 (Schmid)

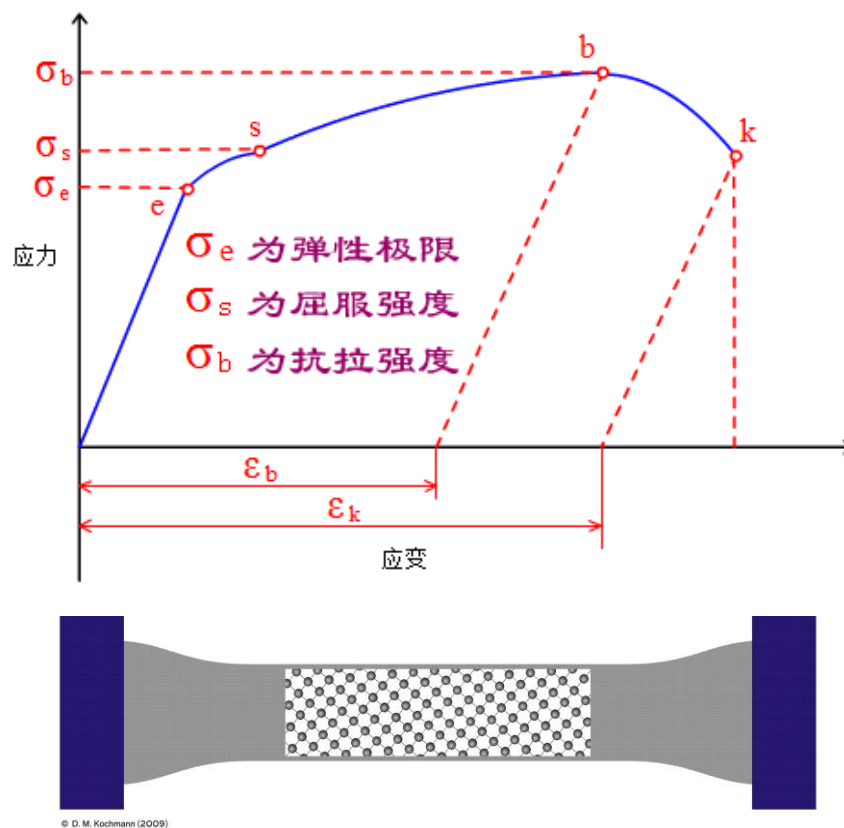


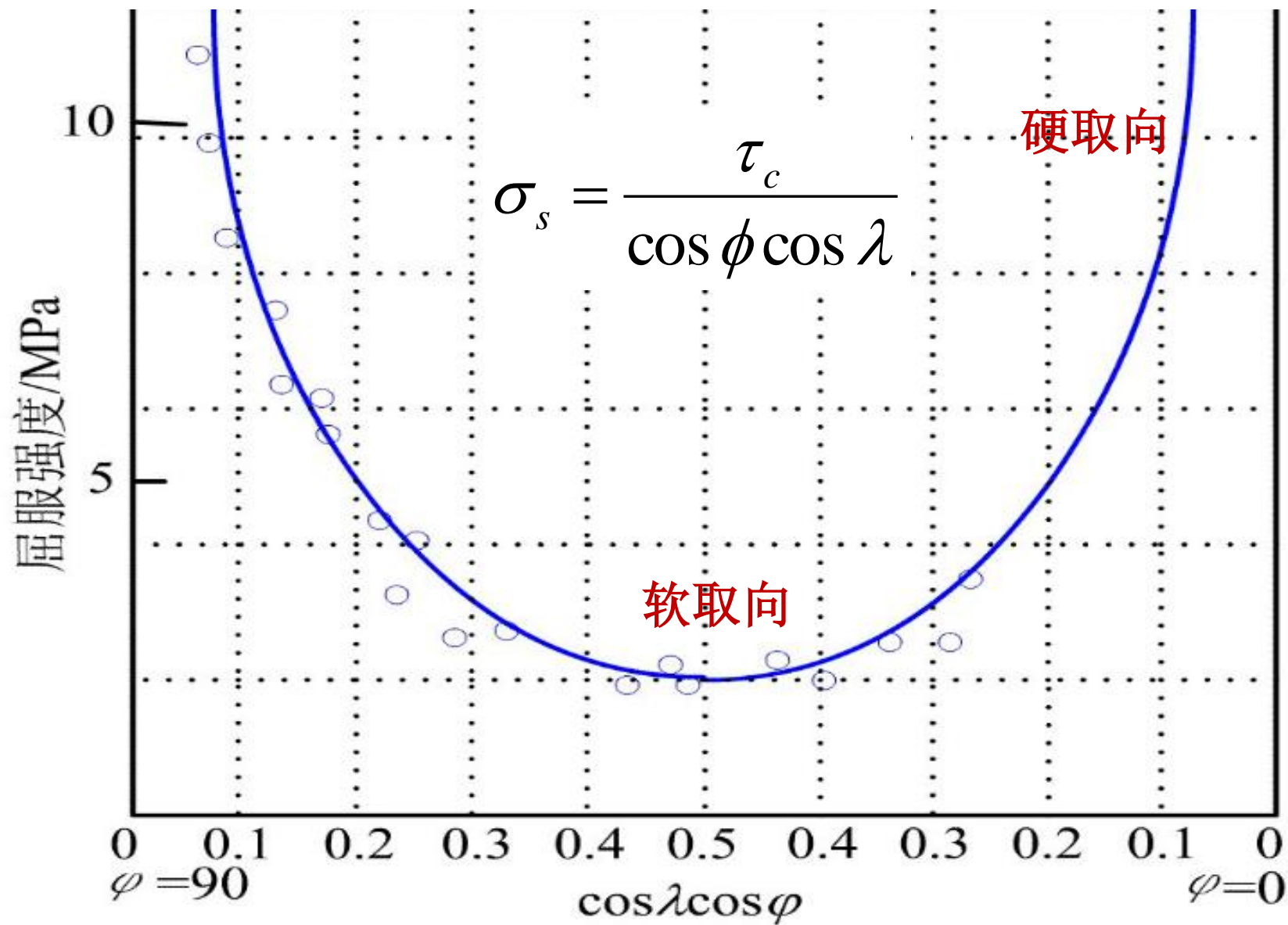
- ❑ 晶体滑移 必须使 $\tau \geq \tau_c$ ， τ_c 为临界分切应力。
- ❑ τ_c 取决晶体中原子间的结合力，即与晶体类型、纯度（杂质）、温度以及变形速度有关，与外力无关。
- ❑ 一切影响位错滑移难易程度的因素均影响 τ_c 。

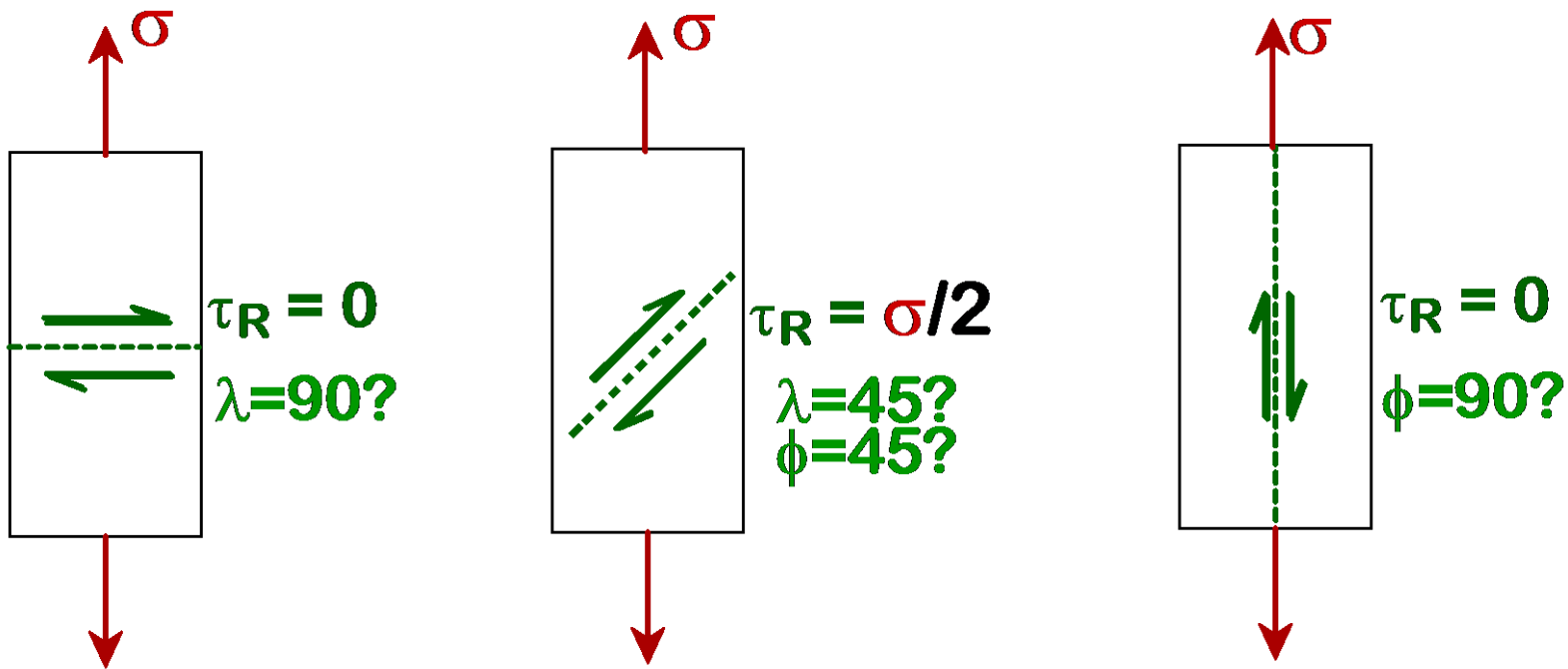
$$\tau_c = \sigma_s \cdot \cos \phi \cos \lambda$$

屈服强度

$$\sigma_s = \frac{\tau_c}{\cos \phi \cos \lambda}$$





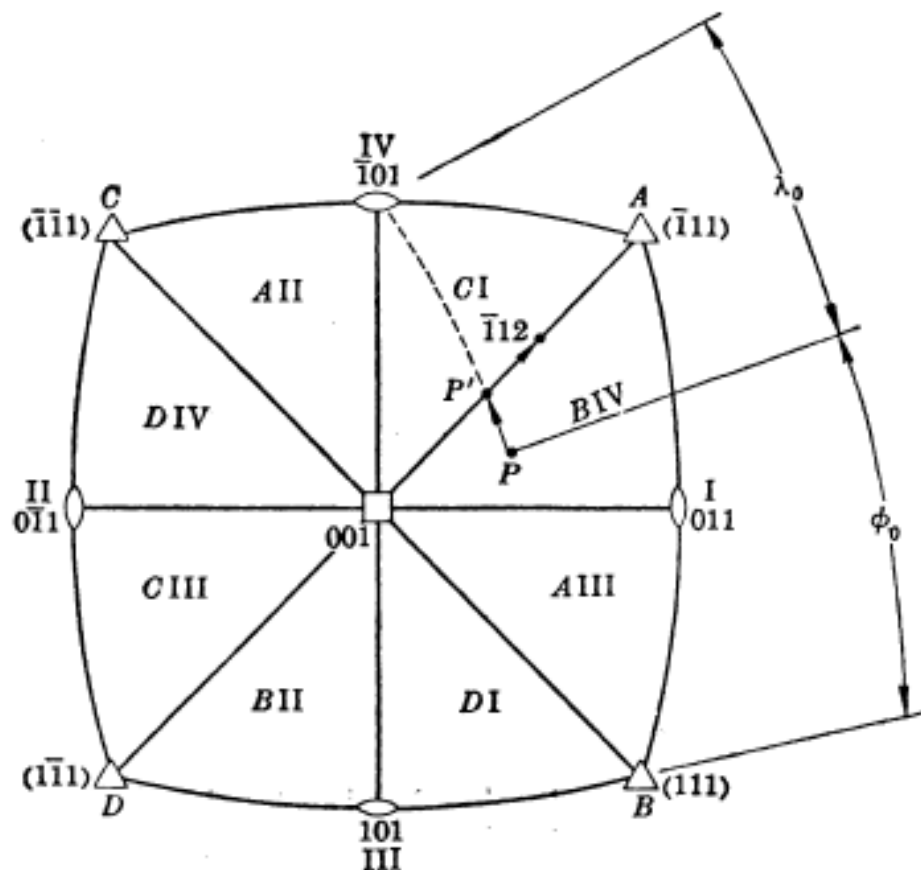
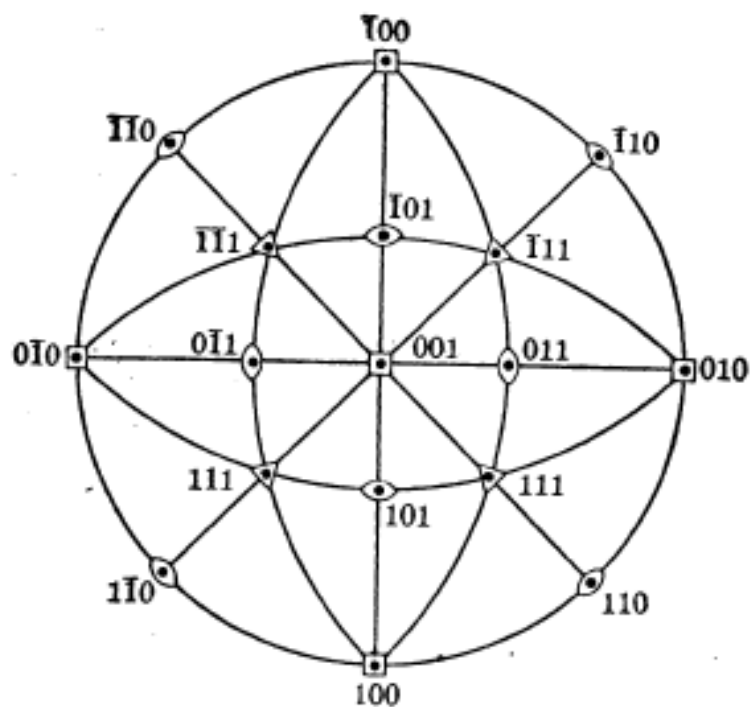


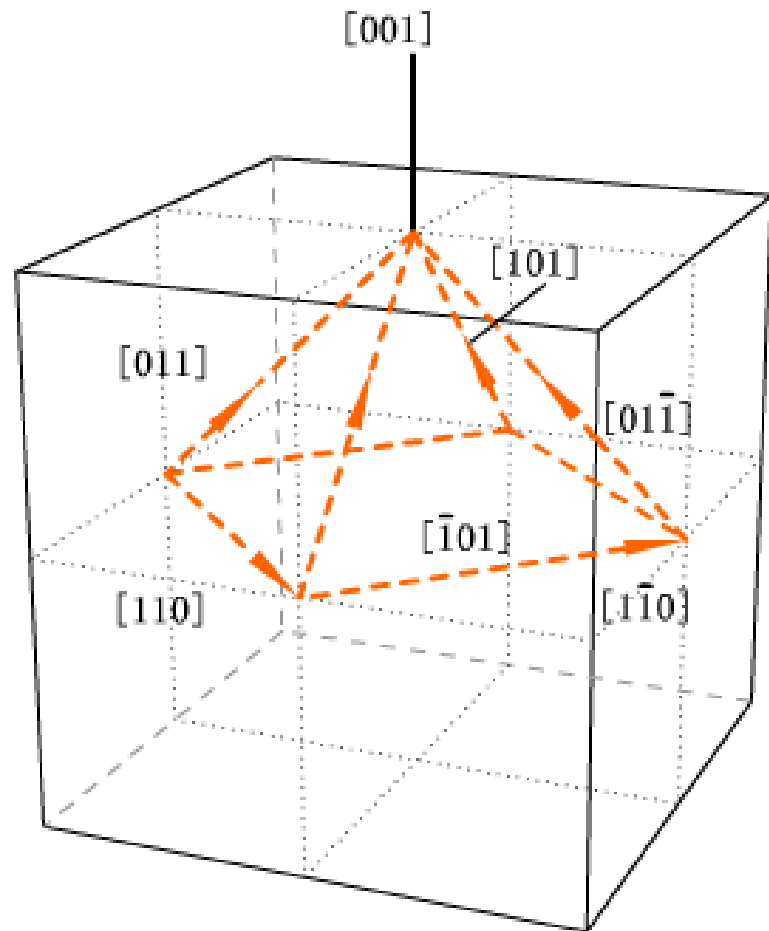
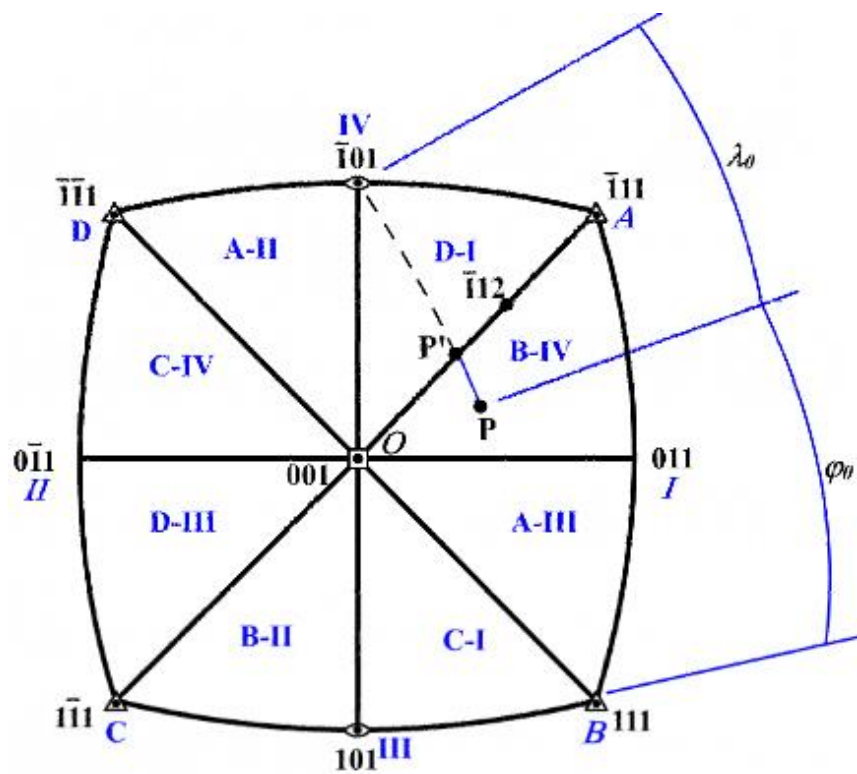
$$\tau_c = \sigma_s \cdot \cos \phi \cos \lambda \quad \sigma_s = \frac{\tau_c}{\cos \phi \cos \lambda}$$

- 当 $\Phi = 90^\circ$ 或 $\lambda = 90^\circ$ 时, $\sigma_s \rightarrow \infty$, 晶体不能产生滑移
- 只有当 $\Phi = \lambda = 45^\circ$ 时, $\sigma_s \rightarrow \min$, 首先发生滑移
 $= 2\tau_c$

快速确定具有最大取向因子 $\cos \phi \cos \lambda$ 的滑移系方法

映象规则：利用投影图中心部分的八个取向三角形





面心立方晶体的滑移系

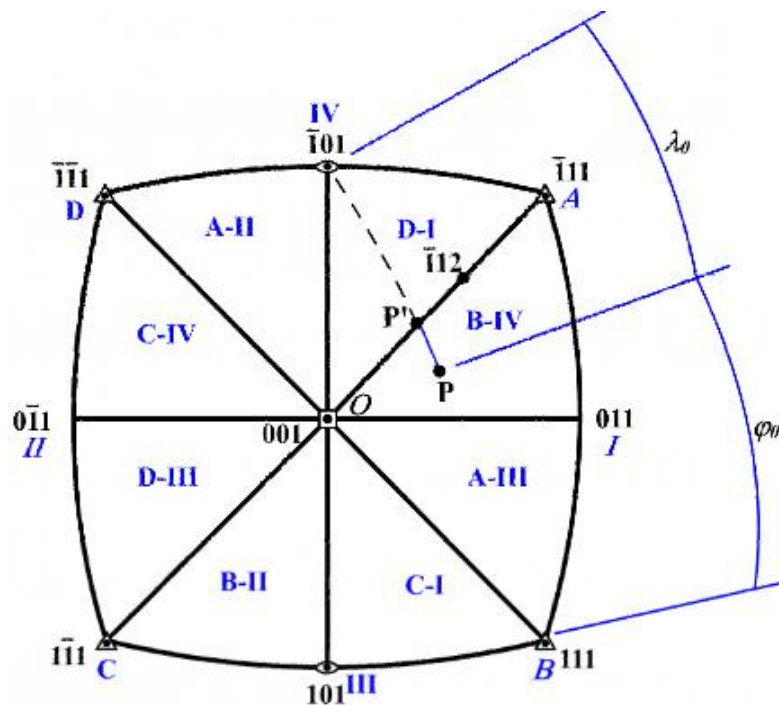
思考题：铝单晶在室温时的临界分切应力 $\tau_c = 7.9 \times 10^5 \text{ Pa}$ 。若在室温下将铝单晶试样做拉伸试验时，拉伸轴为 $[123]$ 方向，试计算引起该样品屈服所施加的应力。

提示：

(1) 拉伸轴方向位于A-III区域

(2) $[u_1 \ v_1 \ w_1]$ 和 $[u_2 \ v_2 \ w_2]$

$$\cos \varphi = \frac{u_1 u_2 + v_1 v_2 + w_1 w_2}{\sqrt{u_1^2 + v_1^2 + w_1^2} \cdot \sqrt{u_2^2 + v_2^2 + w_2^2}}$$



4. 晶体在滑移时的转动 (rotation)

晶体滑移 } 滑移面上发生相对位移
晶体转动 → 空间取向发生变化

在拉伸时使滑移面和滑移方向逐渐转到与应力轴平行

在压缩时使滑移面和滑移方向逐渐转到与应力轴垂直

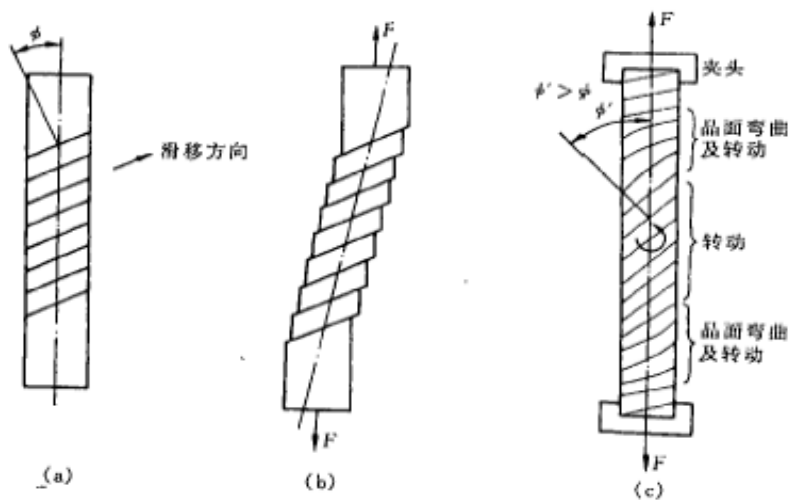


图 5.10 单晶体拉伸变形过程

(a) 原试样 (b) 自由滑移变形 (c) 受夹头限制时的变形

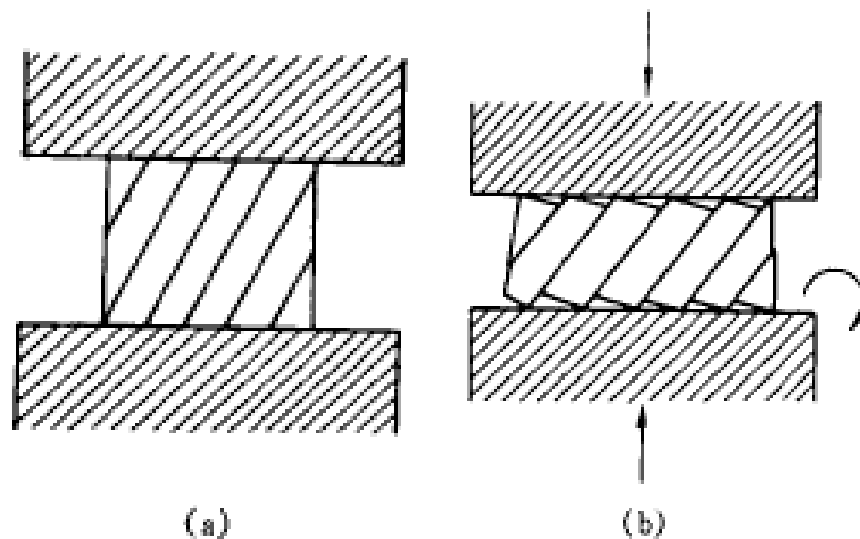
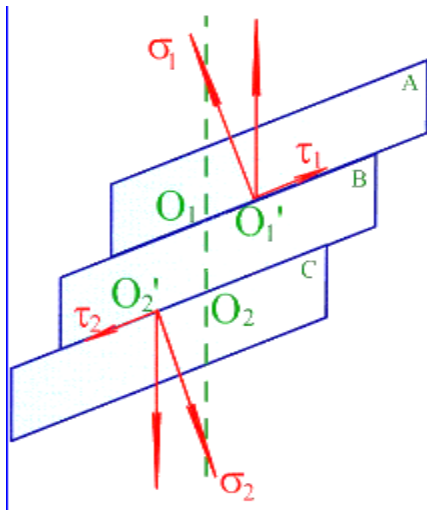


图 5.12 晶体受压时的晶面转动

(a) 压缩前 (b) 压缩后

转动的原因：两对力偶

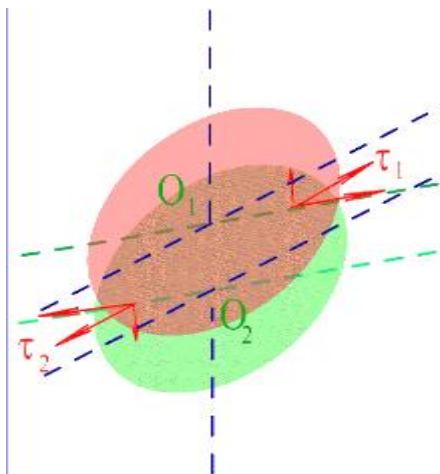


$\sigma_1 - \sigma_2$ 为上下两滑移面的法向分应力

在该力偶作用下，使滑移面转至轴向平行

$\tau_1'' - \tau_2''$ 垂直于滑移方向的分切应力

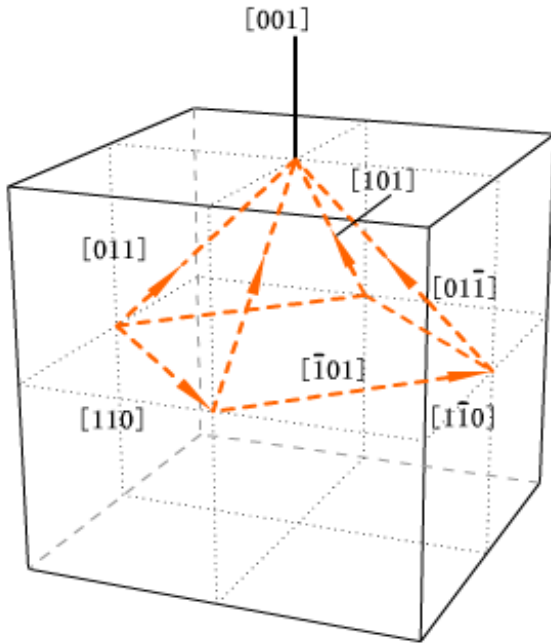
在该力偶作用下，使滑移方向转到最大分切应力方向



$\tau_1' - \tau_2'$ 是//滑移方向的真正引起滑移的有效分切应力

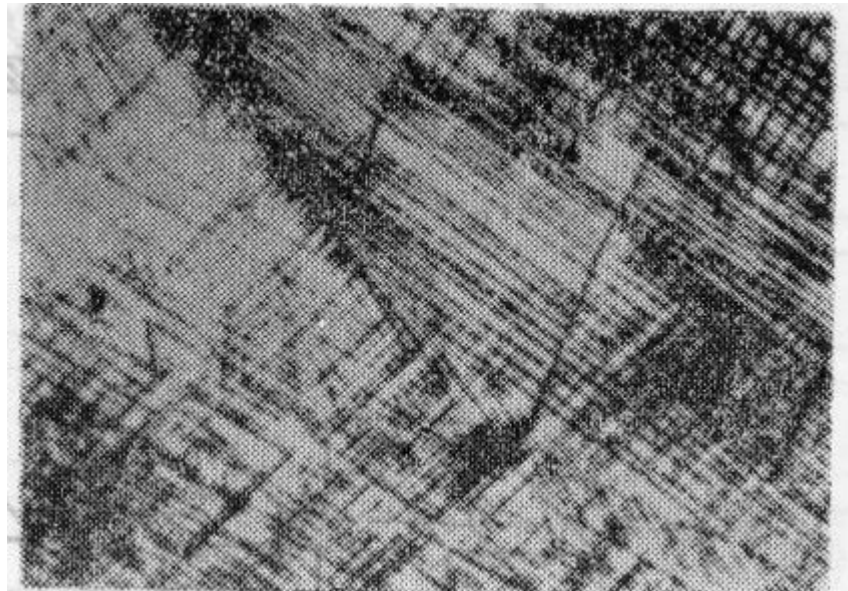
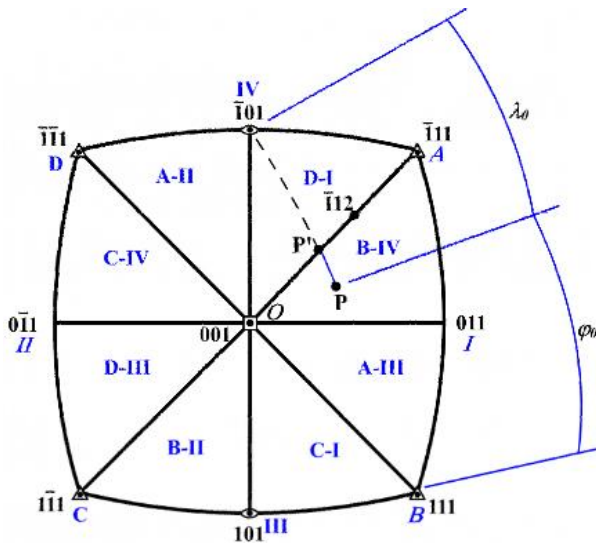
晶体滑移→晶体转动→位向变化→取向因子变化
→分切应力值变化

5. 多系滑移 (Multiple slip)

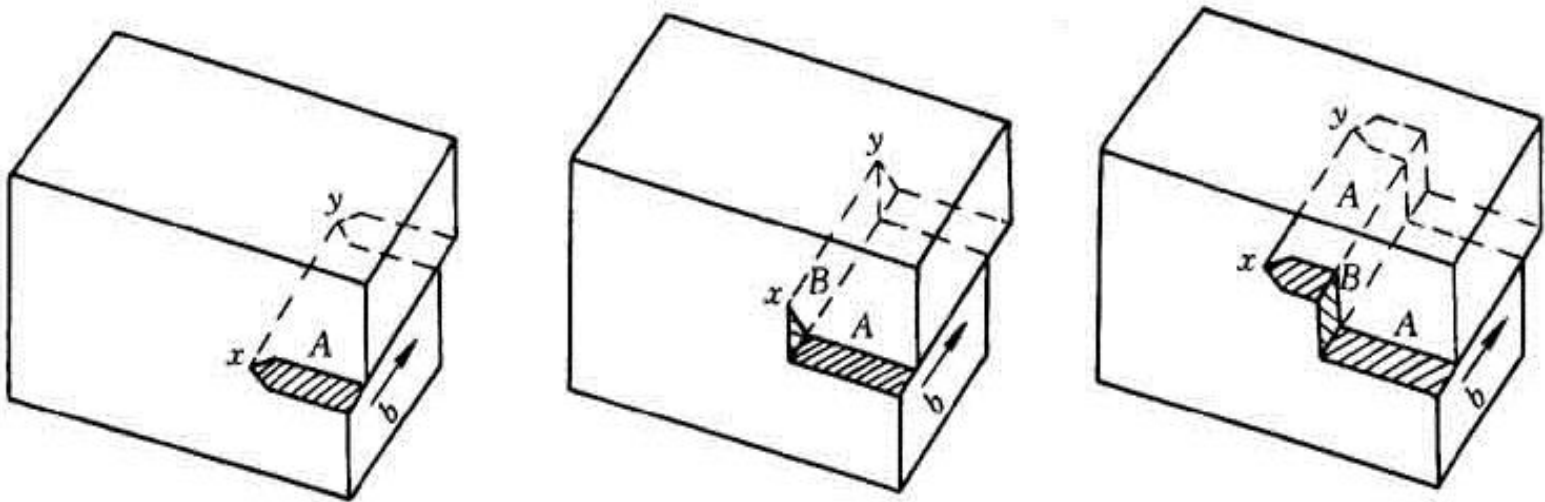


FCC中，若沿[001]方向施加外力：

- 外力与4组{111}面的夹角为 54.7° ；
- 外力与[101]、 $[0\bar{1}1]$ 、 $[\bar{1}01]$ 、 $[011]$ 4个滑移方向的夹角为 45° ；
- 外力与 $[110]$ 、 $[\bar{1}\bar{1}0]$ 间的夹角为 90° ；



- ❑ **多系滑移：**外力下，滑移首先发生在分切应力最大，且 $\tau \geq \tau_c$ 的滑移系一原始滑移系上。但由于伴随晶体转动→空间位向变化→另一组原取向不利（硬取向）滑移系逐渐转向比较有利的取向（软取向），从而开始滑移，形成两组（或多组）滑移系同时进行或交替进行，称为多系滑移。
- ❑ **交滑移：**晶体在两个或多个不同滑移面上沿同一滑移方向进行的滑移。
- 交滑移机制：**螺位错的交滑移，螺位错从一个滑移面转移到与之相交的另一滑移面的过程；螺位错的双交滑移，交滑移后的螺位错再转回到原滑移面的过程。



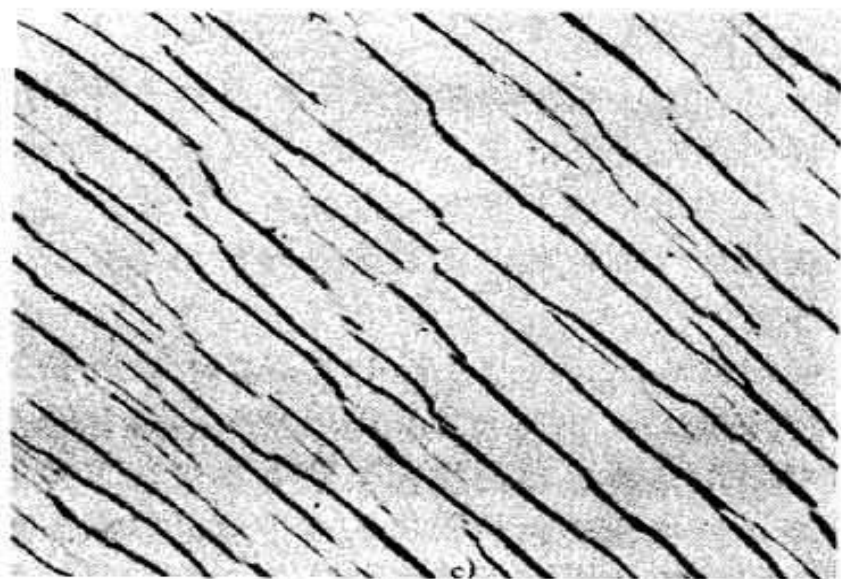
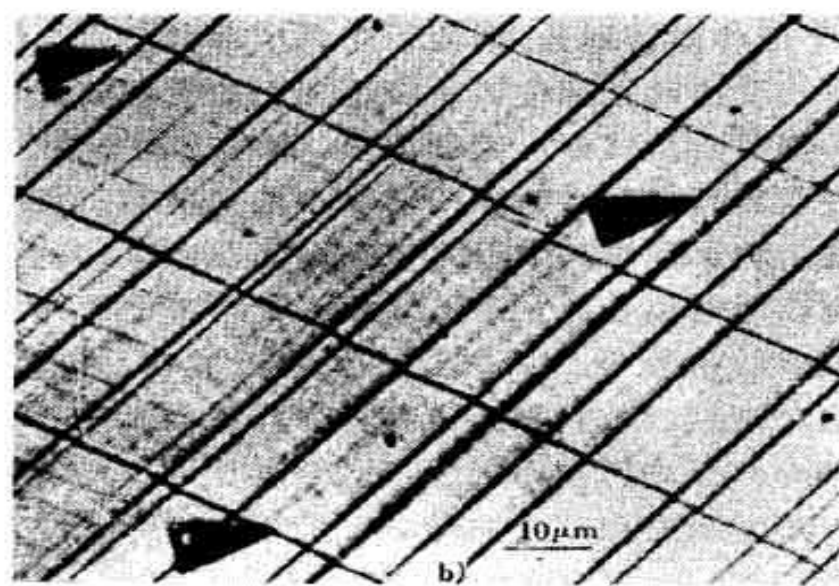
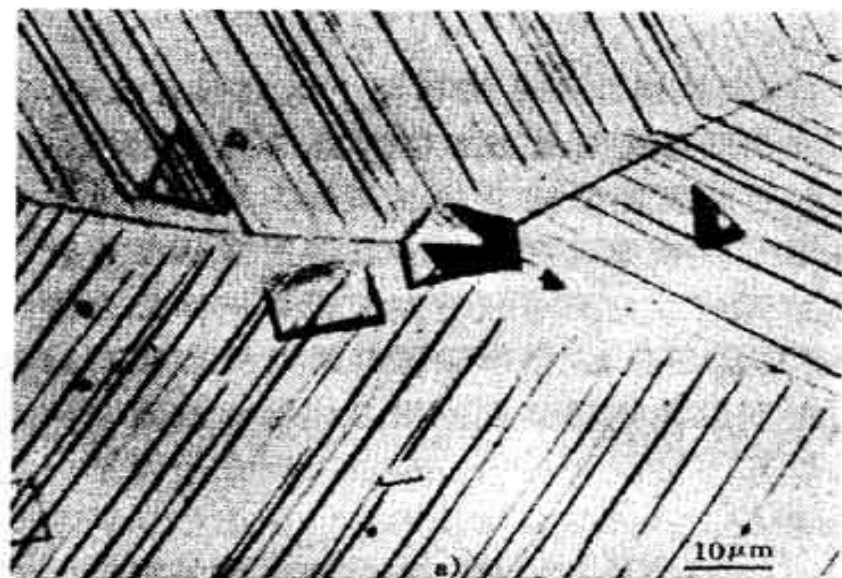


图 8-13 铝晶体的滑移

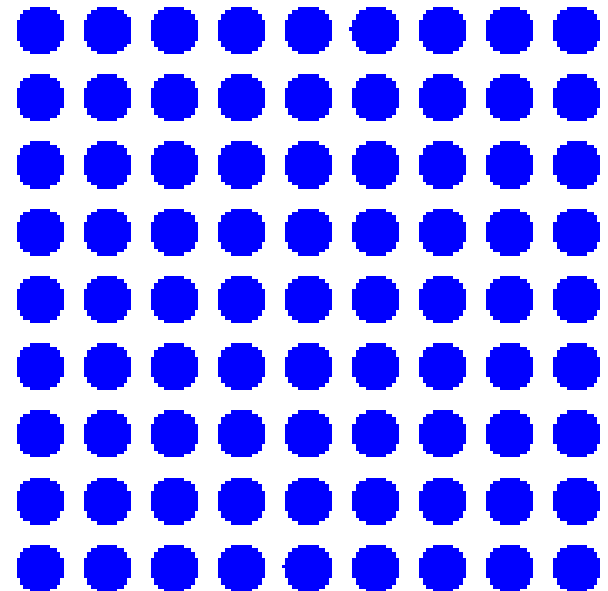
6、滑移的位错机制

根据刚性滑移模型推导出的理论切变强度 $\tau_m = \frac{G}{2\pi}$

(G一般为 $10^4 \sim 10^5 \text{MPa}$)，即使采用修正值 $\tau_m = \frac{G}{30}$

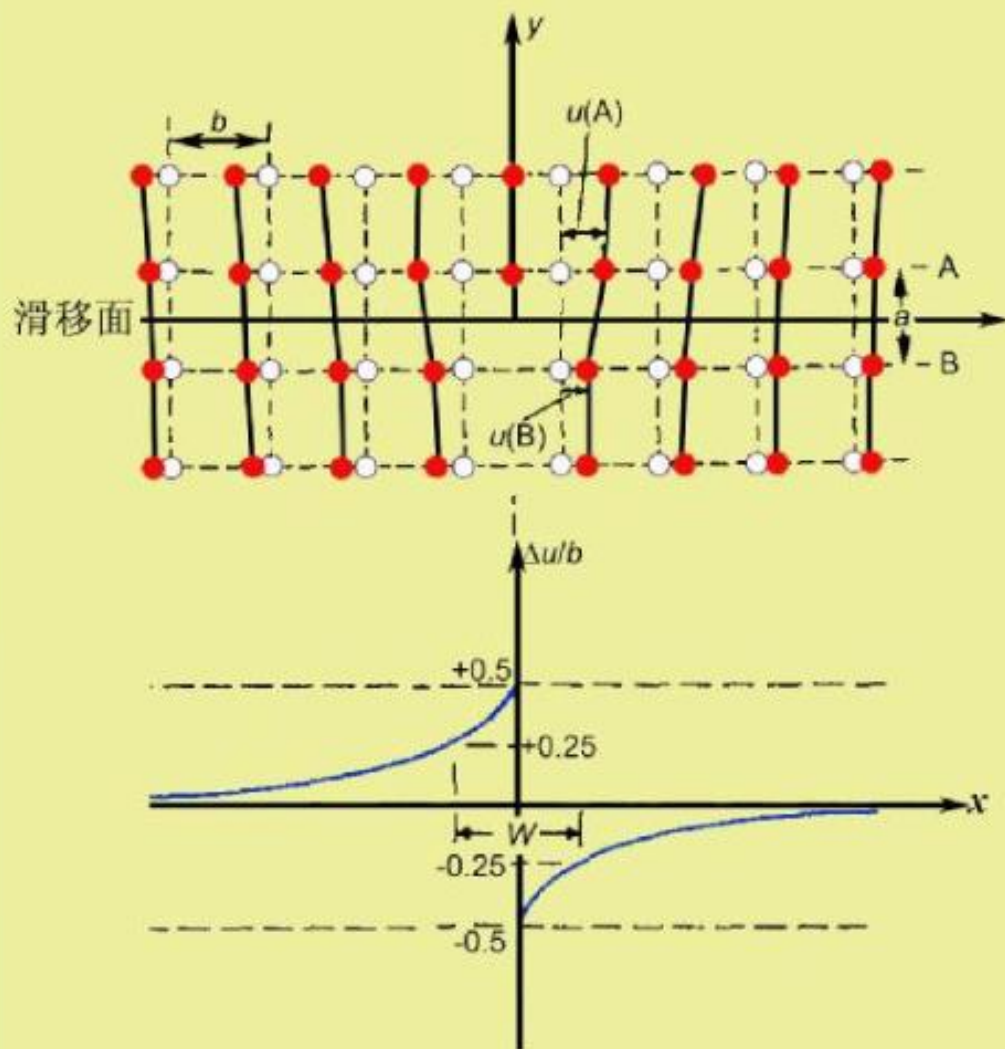
与实测值（约为 $1 \sim 10 \text{MPa}$ ）之间相差3~4个数量级。

位错概念引入解决这一矛盾。因为位错运动时只要求其中心附近少数原子移动很小的距离（小于一个原子间距），因此所需的应力要比晶体作整体刚性滑移时小得多。这样借助于位错的运动就可实现晶体逐步滑移。



位错宽度影响位错运动

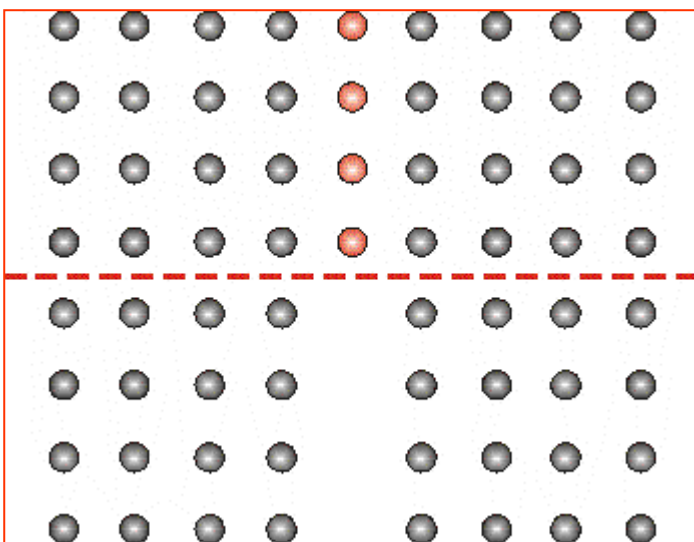
滑移面上侧(A)和下侧(B)的原子分别发生了位移 $u(A)$ 和 $u(B)$ ，即沿滑移面原子的错排 $\Delta u = u(B) - u(A)$ 。 Δu 的最大值为 $b/2$ ，并随离开位错中心迅速减小。把错排大小大于其最大值一半($\pm b/4$)的那段距离定义为位错宽度 w 。位错宽度通常在 $b \sim 5b$ 之间，取决于原子间势能和晶体结构。密排金属的位错宽度比较大；共价键材料例如硅、金刚石等的位错宽度比较窄。



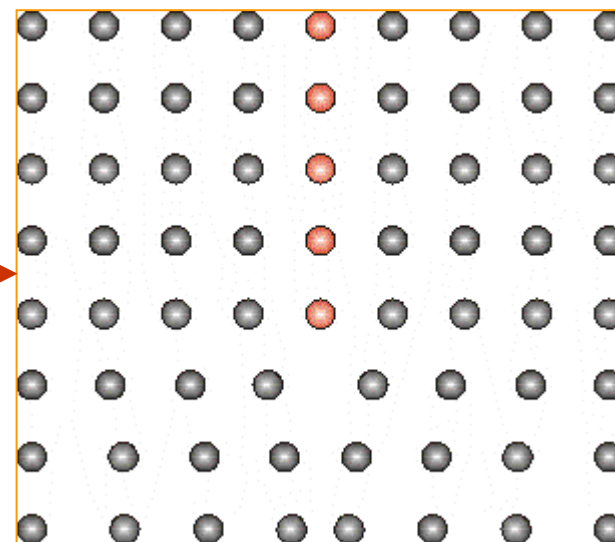
位错宽度代表位错所导致的点阵严重畸变的范围，宽度大，则位错周围的原子比较接近于平衡位置，点阵畸变能低，位错移动时距离小，产生的阻力也较小。

位错宽度影响位错运动

Extreme
situations

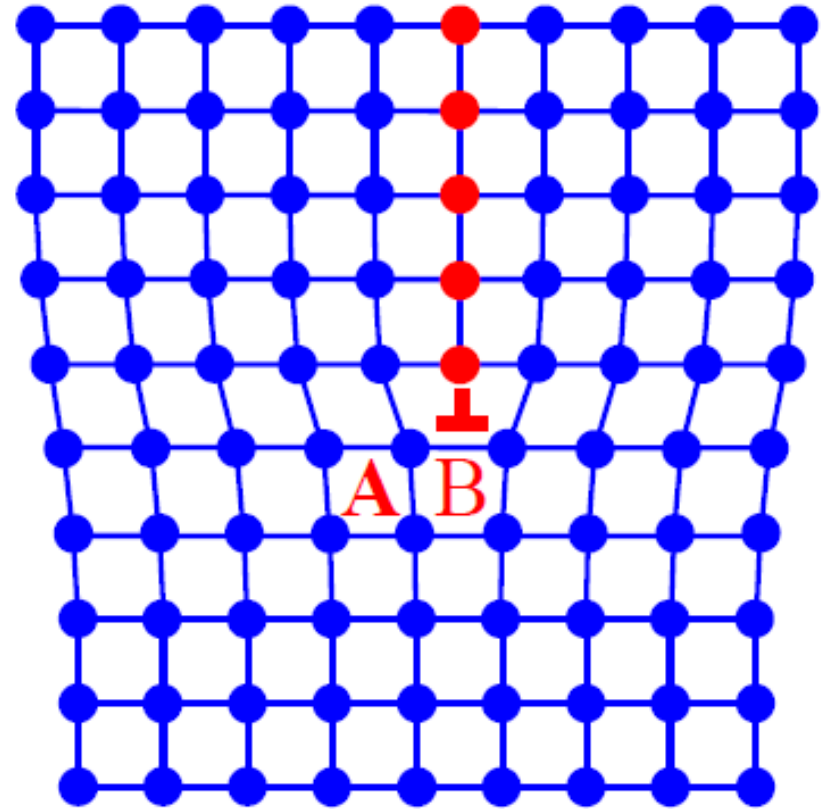
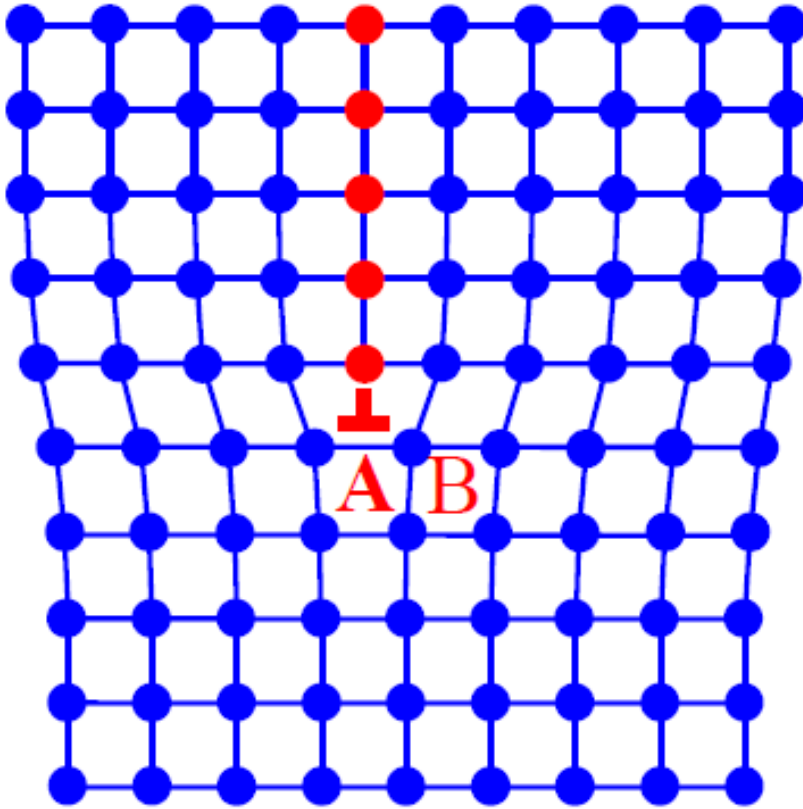


- 位错宽度小
- \Rightarrow 位错运动时原子移动大



- 位错宽度大
- \Rightarrow 位错运动时原子移动小

位错运动的点阵阻力-派纳力



$$\tau_{P-N} = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left[-\frac{2\pi d}{(1-\nu)b}\right] = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left(-\frac{2\pi w}{b}\right) \quad w = \frac{d}{1-\nu}$$

式中， d 为滑移面的面间距， b 为滑移方向上的原子间距， w 为位错宽度。

位错运动首先遇到点阵阻力——派纳力：

$$\tau_{P-N} = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left[-\frac{2\pi d}{(1-\nu)b}\right] = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left(-\frac{2\pi w}{b}\right) \quad w = \frac{d}{1-\nu}$$

式中， d 为滑移面的面间距， b 为滑移方向上的原子间距， w 为位错宽度。

- 简单立方结构 $d=b$, $\nu=0.3$, 则 $\tau_{P-N}= 3.6 \times 10^{-4} G$;
- 位错宽度越大，派纳力却小。位错宽度代表位错所导致的点阵严重畸变的范围，宽度大，则位错周围的原子就能比较接近于平衡位置，点阵畸变能低，位错移动时距离小，产生的阻力也较小。
- 当 d 值越大， b 值越小，则 $\tau \downarrow$ ，故晶体的滑移通常发生在原子最密集的晶面并沿着最密集的晶向进行。

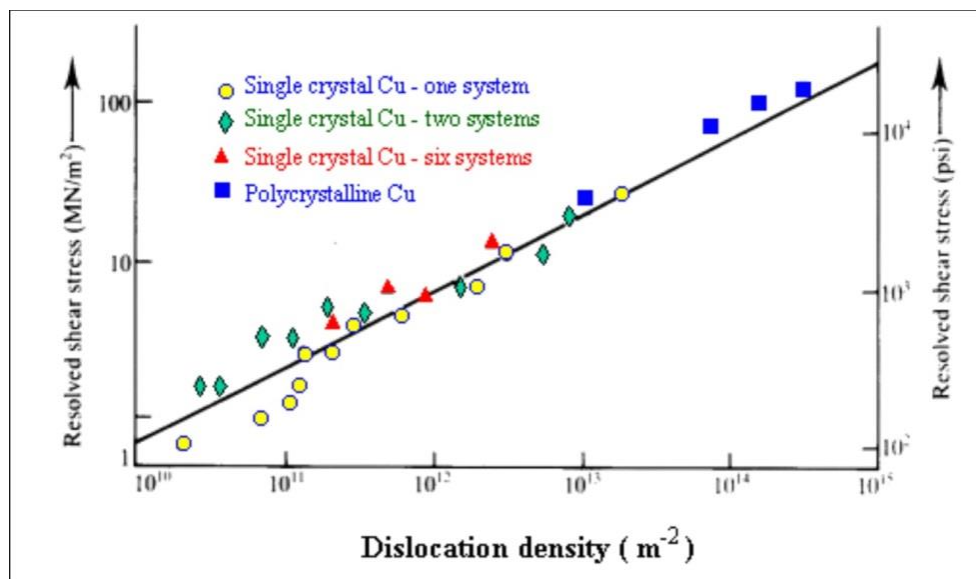
□ 除点阵阻力外，一切影响位错滑移难易程度的因素均影响位错滑移阻力。

□ 位错与位错交互作用产生的阻力

$$\tau = \tau_0 + \alpha G b \rho^{\frac{1}{2}}$$

τ_0 : 无加硬化时所需切应力

α : 与材料有关常数 0.3~0.5

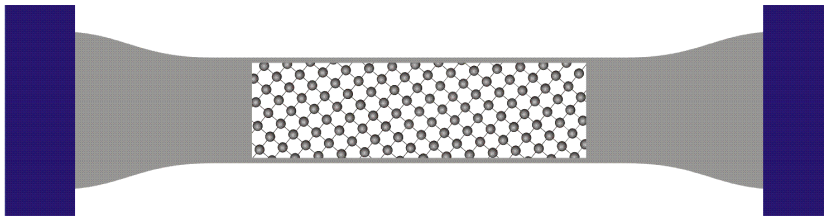


*** 晶体在滑移过程中的位错增殖，位错密度增大，相互作用，导致强化，即加工硬化。

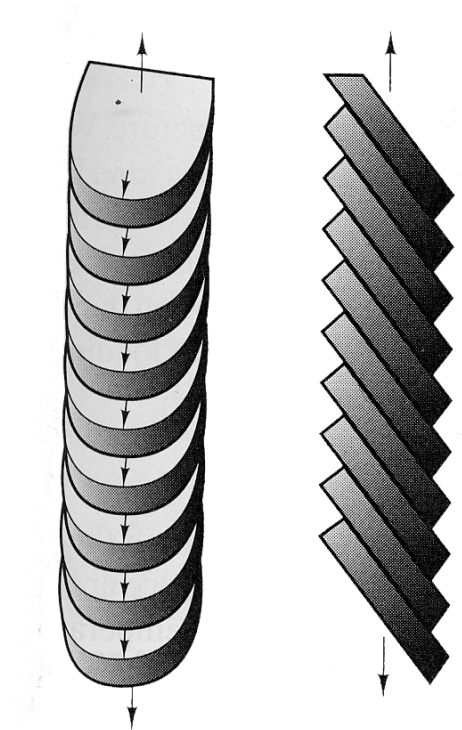
□ 位错与点缺陷、晶界、第二相质点等交互作用，对位错的滑移运动均会产生阻力，导致晶体强化。

综上所述，滑移变形的基本特点：

- I) 滑移变形系不均匀的切变，它只集中在某些晶面上；
- II) 滑移结果两部分晶体产生相对移动，移动的距离 $\Delta = nb$ ，仍保持晶体学的一致性；
- III) 沿着一定的晶面和晶向进行，滑移系较多的材料为（*fcc*）一般具有较好塑性；
- IV) 在切应力作用下，且 $\tau \geq \tau_c$ ；
- V) 滑移同时，滑移面和滑移方向将发生转动；
- VI) 滑移的实质是位错沿滑移面的运动过程。



© D. M. Kochmann (2009)



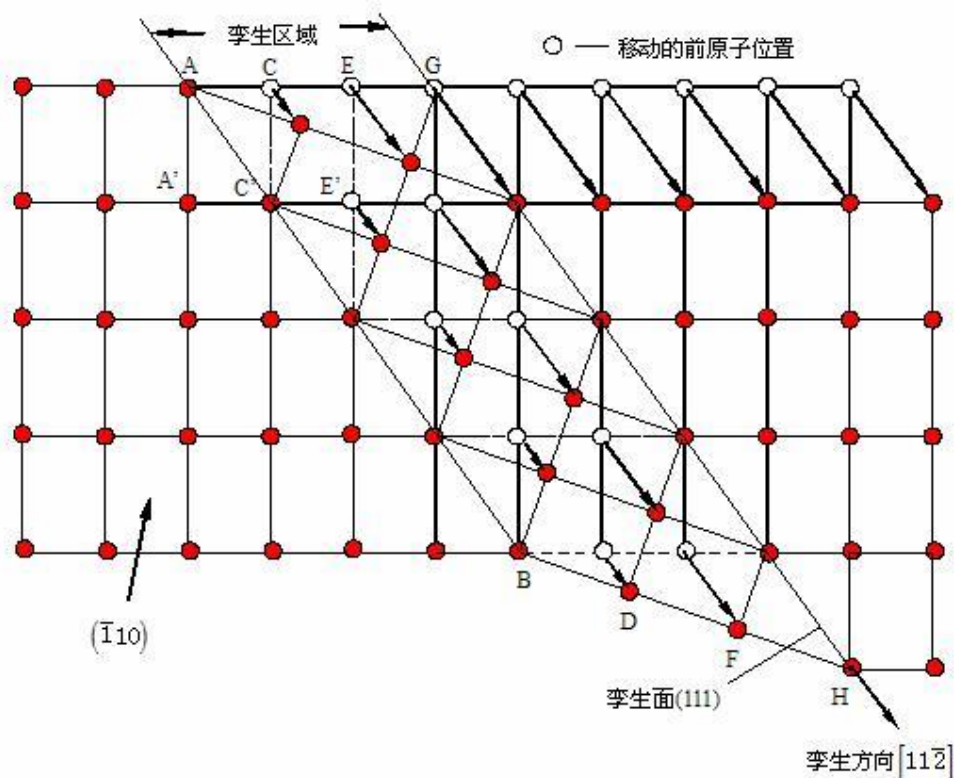
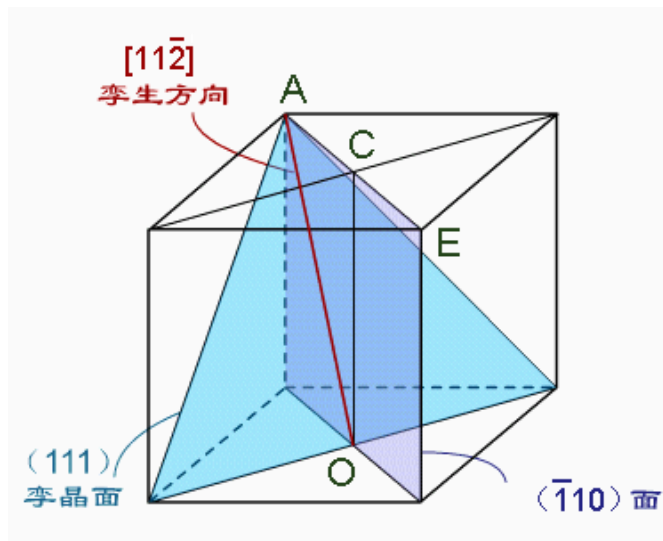
二、孪生 (Twin)

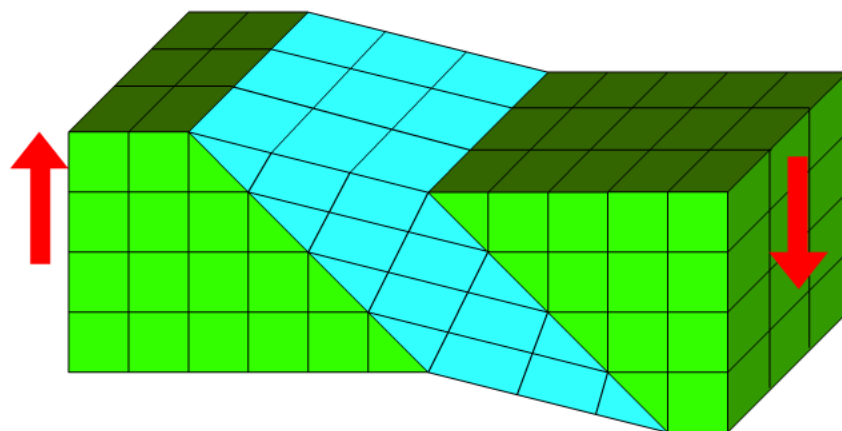
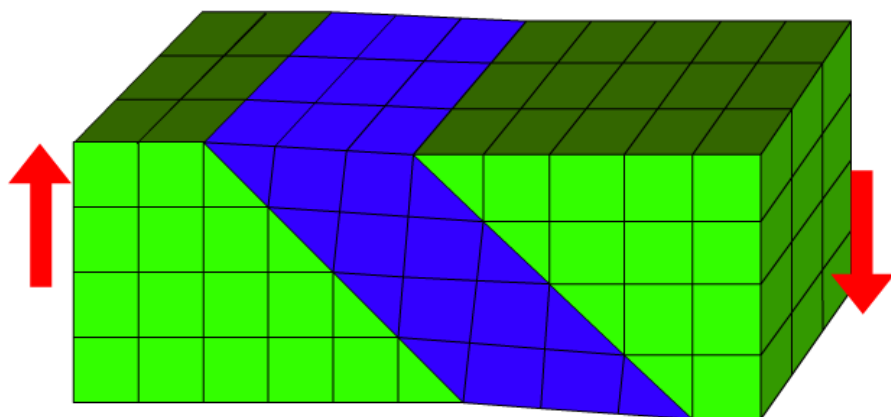
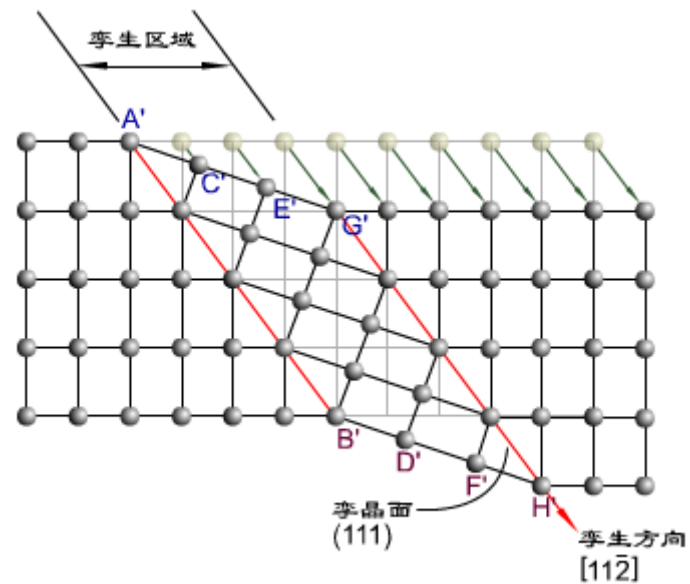
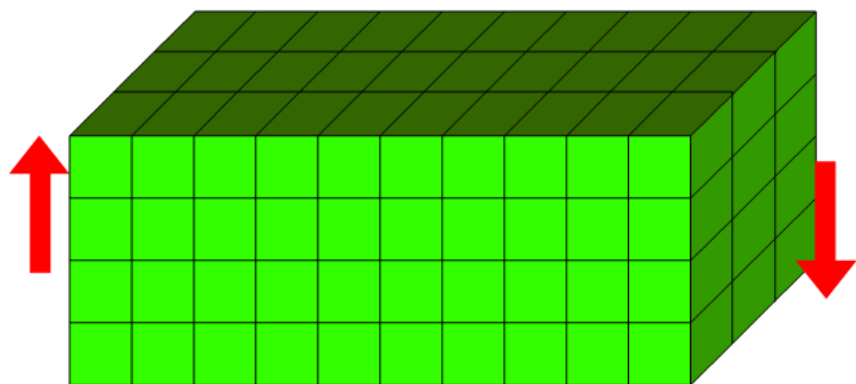
滑移系较少的密排六方晶体、或在低温下或者当滑移受阻时晶体会以另一种变形方式——孪生变形进行。

1、孪生变形过程

□ 孪生是在切应力作用下沿特定的晶面 (twin plane) 与晶向 (twin direction) 产生的均匀切变。

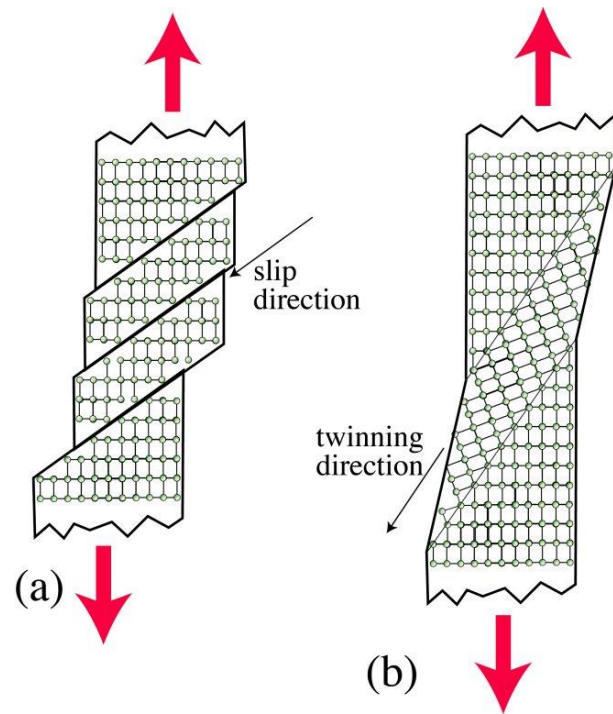
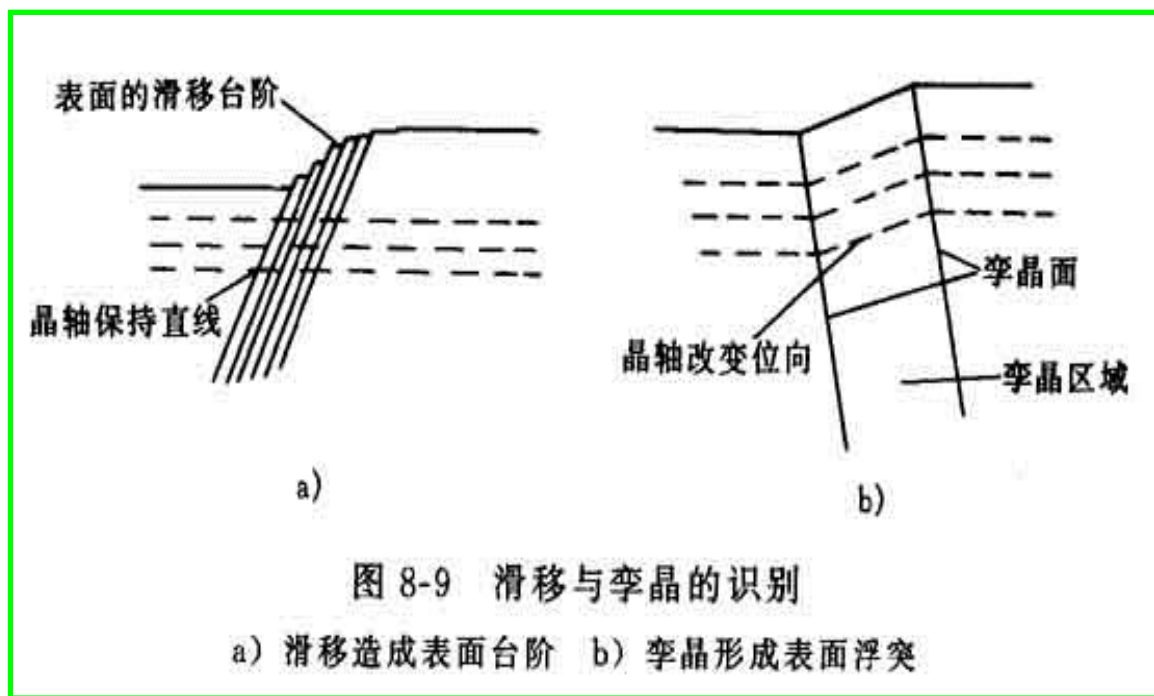
□ 发生孪生的区域称为孪晶带。





不同晶体结构往往有不同孪生面和孪生方向：

- *fcc*: $\{111\}\langle 112\rangle$
- *hcp*: $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}0\rangle$
- *bcc*: $\{112\}\langle 111\rangle$

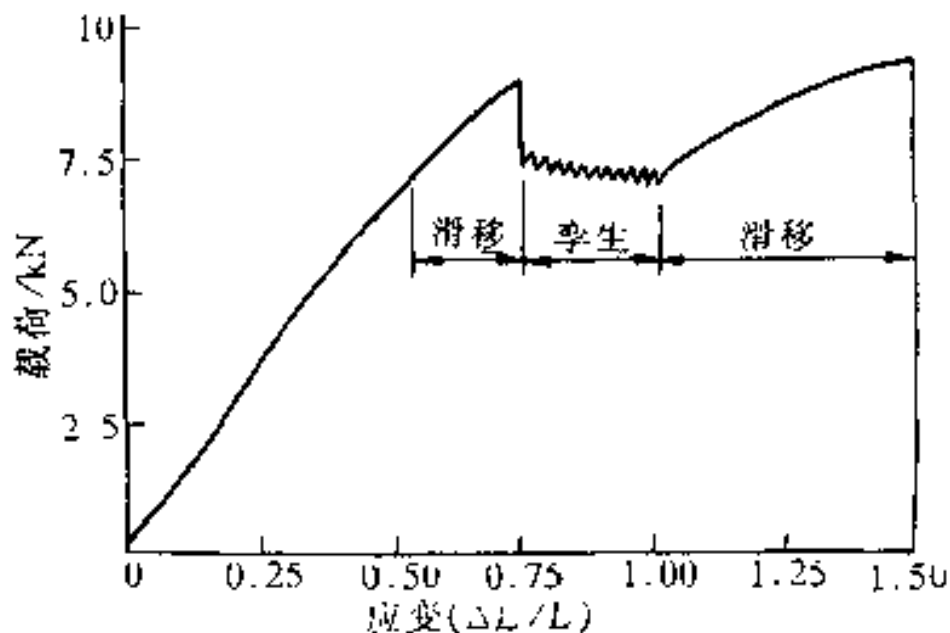


2、 孪生的主要特点：

- I) 孪生是均匀切变；
- II) 相对移动距离不是孪生方向的原子间距的整数倍，孪生面两边晶体位向不同成镜面对称；
- III) 切变区内与孪生面平行的每一层原子面均相对其邻面沿孪生方向位移了一定距离，且每一层原子相对于孪生面的切变量和它与孪生面的距离成正比；
- IV) 孪生改变了晶体取向，因此出现孪晶的试样经重新抛光，腐蚀后仍能显现出来。
- V) 在切应力作用下，且 $\tau \geq \tau_c$ 但 $\tau_c(\text{孪生}) > \tau_c(\text{滑移})$
- VI) 实质借助一个不全位错运动而成，存在形核与长大过程。

孪生临界切应力 τ_c

- 孪生临界切应力比滑移的大得多，只有在滑移很难进行的条件下才会发生。例如， Mg 孪生所需 $\tau_c = 4.9 \sim 34.3 \text{ MPa}$ ，而滑移时 τ_c 仅为 0.49 MPa 。
- 孪晶在萌生后的长大应力则相对较小。
- 孪晶的长大速度极快（与冲击波的速度相当）有相当数量的能量被释放出来，故常可听见明显可闻“咔、嚓”声，也称孪生吼叫。

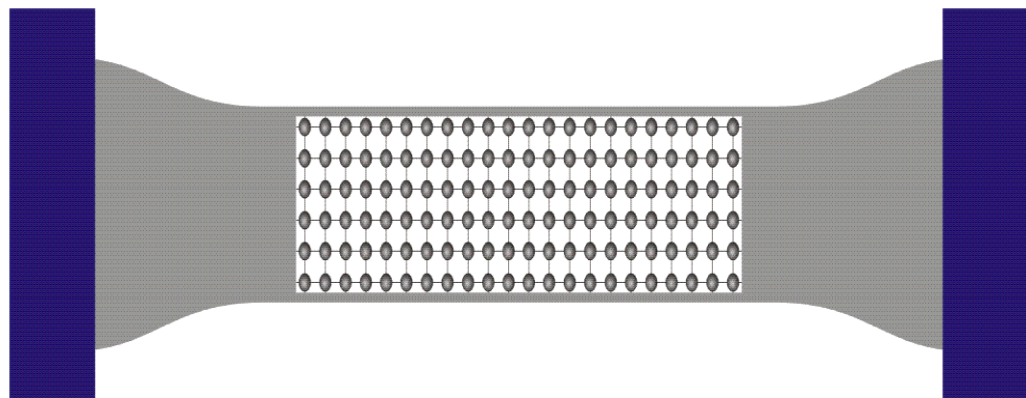


铜单晶在 4.2K 的拉伸曲线

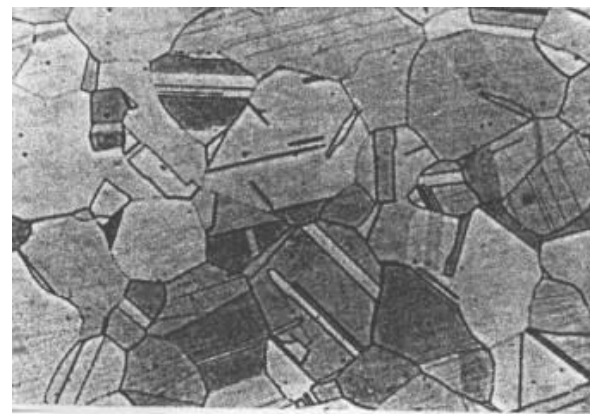
左图中，开始塑性变形阶段主要是滑移，曲线光滑；应力增高到一定程度后出现锯齿形的变化，这是孪生变形所造成的；后阶段又呈光滑曲线，表明变形又转为滑移方式进行。

3、孪晶的形成

- 变形（机械）孪晶：变形产生 呈透镜状或片状
- 生长孪晶：晶体生长过程中形成
- 退火孪晶：退火过程中形成



© D. M. Kochmann (2009)

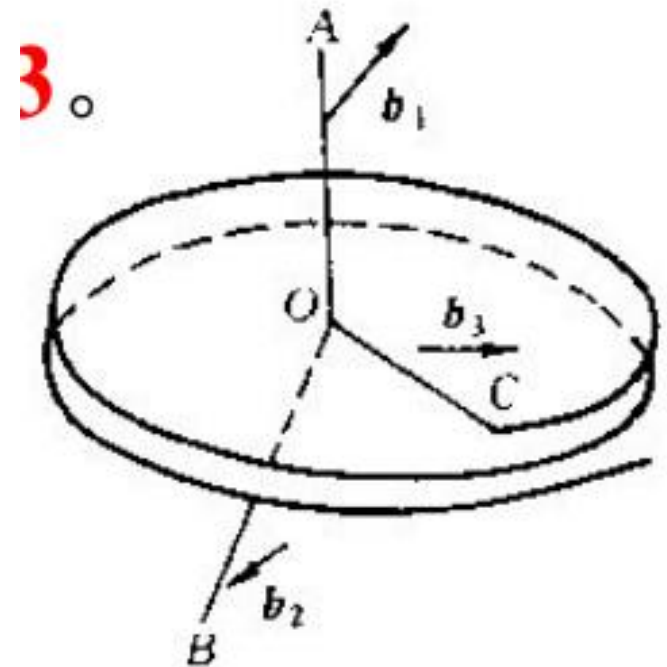
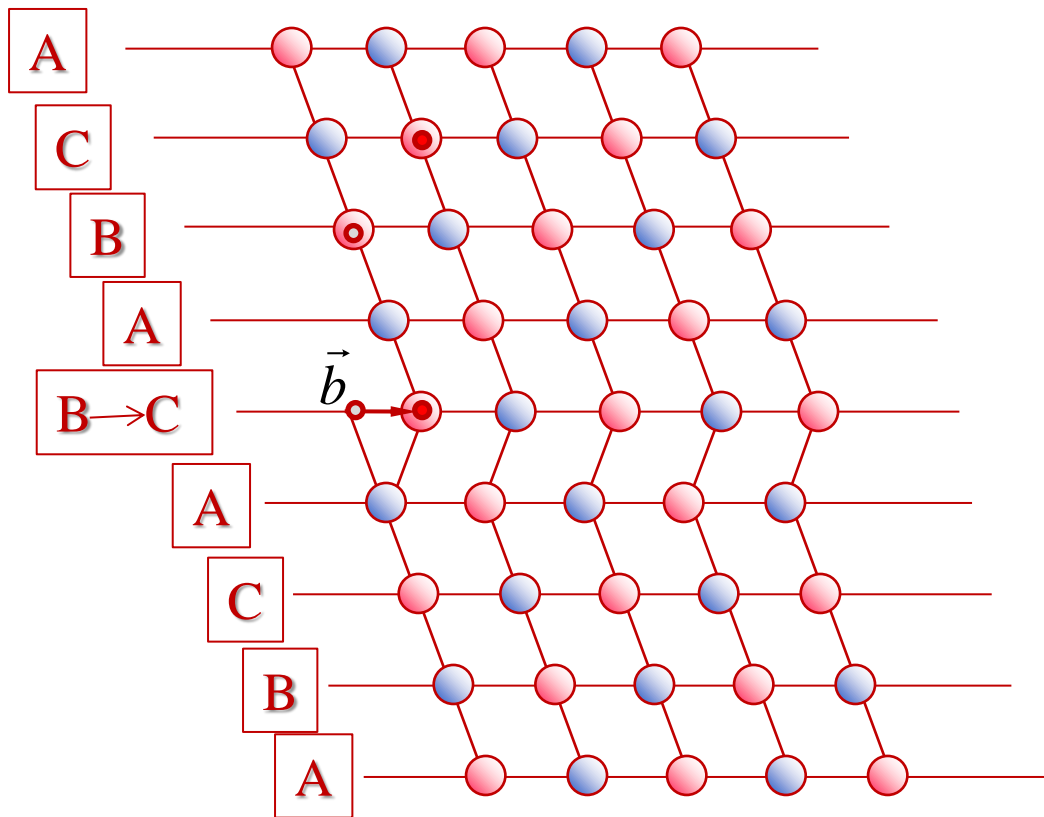


4、孪生变形的意义

- 通过单纯孪生达到的变形量是极为有限的，如Zn单晶，孪生只能获得7.2~7.4 %伸长率，远小于滑移所作的贡献。
- 但是孪生变形改变了晶体的位向，从而可使晶体处于更有利于发生滑移的位置，激发进一步的滑移，获得很大变形量，故间接贡献却很大。

5、孪生的机制

孪生时每层晶面的位置是借助一个不全位错 的移动而成的，是借助位错增殖的极轴机制来实现的。



三、扭折 (Kink)

■ *hcp*的Cd压缩时，外力与(0001)面平行，故在(0001)面的 $\tau = 0$ ，若此时孪生过程的阻力也很大，不能进行。为了使晶体的形状与外力相适应，当外力超过某一临界值时，晶体将会产生局部弯曲，即出现扭折现象。

■ 扭折区晶体的取向发生了不对称变化。

■ 扭折是为适应外力而发生的不均匀局部塑性变形方式，对变形起一定的协调作用，使应力得到松弛，使晶体不致发生断裂。另外由于扭折引起晶体的再取向，即有可能使扭折带区域中的滑移系处于有利取向，促使晶体形变能力进一步发挥。

■ 造成扭折的原因是滑移面的位错在局部地区集中，从而引起的晶格弯曲。

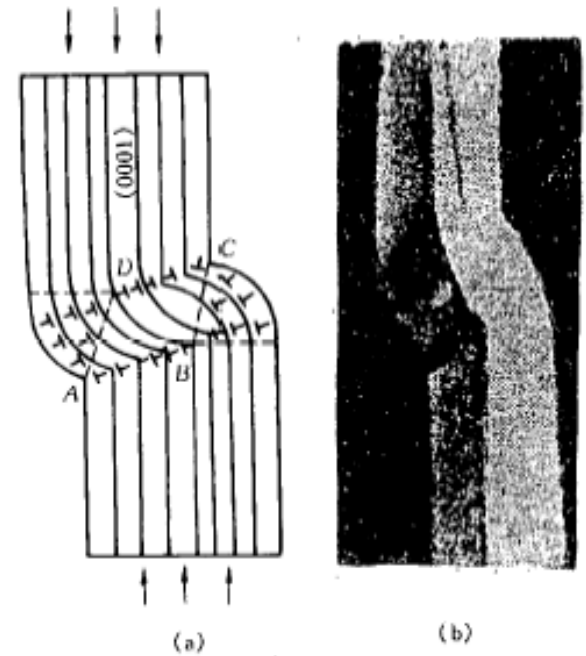


图 5.20 单晶镉被压缩时的扭折
(a) 扭折示意图 (b) 镉单晶中的扭折带

※ 3. 多晶体的塑性变形

Plastic Deformation of polycrystalline Materials

- 多晶体变形要受到晶界和相邻不同位向晶粒的约束。周围晶粒同时发生相适应的变形来配合。
- 一般多晶体为多系滑移，高的加工硬化率，变形抗力增大，强度显著提高。

一、晶粒取向的影响

外力F作用下 $\left\{ \begin{array}{l} \text{处于有利取向晶粒先开始滑移} \\ \text{处于不利取向晶粒还未开始滑移} \end{array} \right\}$ 变形不均匀

为保持连续性，周围晶粒变形必须相互制约，相互协调

多晶体塑性变形时要求至少有5个独立的滑移系进行滑移。

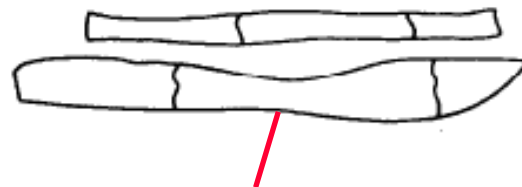
\because 任意变形均可用 $\varepsilon_{xx} \varepsilon_{yy} \varepsilon_{zz} \nu_{xy} \nu_{yz} \nu_{xz}$ $(\frac{\Delta V}{V} = \varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz} = 0)$

fcc, bcc 滑移系多 \rightarrow 塑性好 *hcp* 滑移系少 \rightarrow 塑性差

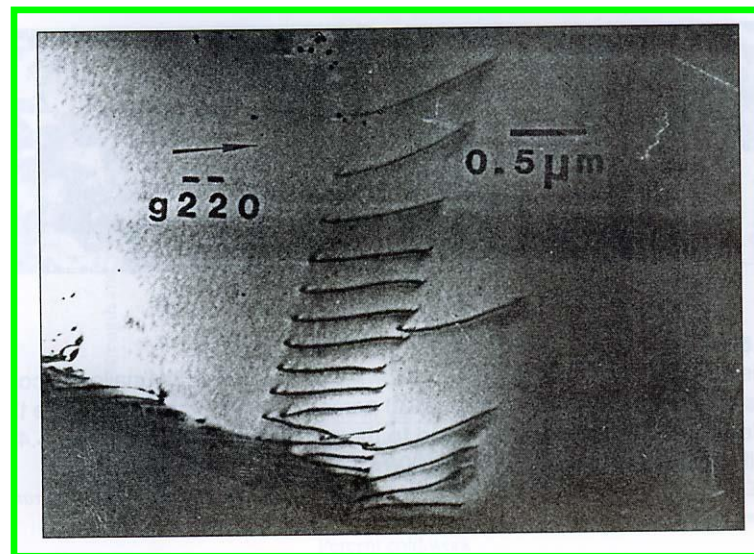
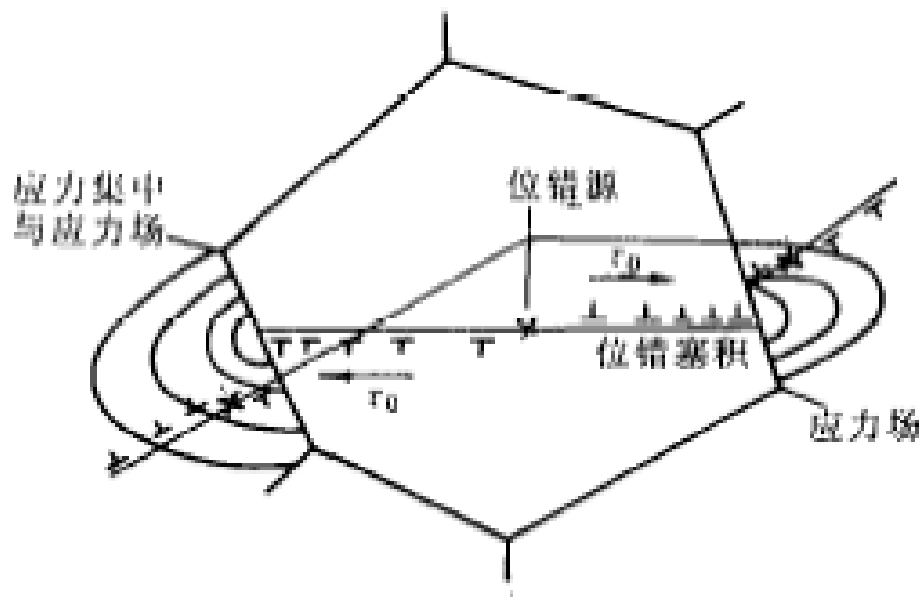
二、晶界的阻滞效应

□ 多晶体塑性变形的另一个特点是晶界对变形过程的阻碍作用。对只有2~3个晶粒的试样拉伸后呈竹结状。

因晶界（尤其是大角晶界）处原子排列不规则，点阵畸变严重，再加上晶界两侧的晶粒取向不同，滑移面和滑移方向彼此不一致之缘故。



晶内发生较大变形，晶界处变形量较少，塑变抗力大，可观察到位错的塞积



- 晶界本身的强度对多晶体的加工硬化贡献不大，而多晶体加工硬化的主要原因来自晶界两侧晶粒的位向差；
- 晶界阻滞效应只在变形早期影响较大，因早期 $\rho_{\text{位错}}$ 较小；
- 晶界阻滞效应的大小还与晶体的结构类型有关：

hcp 结构的晶界阻滞效应要比 *fcc*, *bcc* 类型的晶体明显。

三、晶粒大小对机械性能的影响

1. 对室温机械性能的影响：细晶具有良好的综合机械性能

晶粒愈细、晶界愈多→强化效应↑—细晶强化；

因细晶的晶内和晶界附近应变差较小，变形较均匀，有可能断裂前承受大量的变形较，好塑性。

位错在晶界上产生塞积

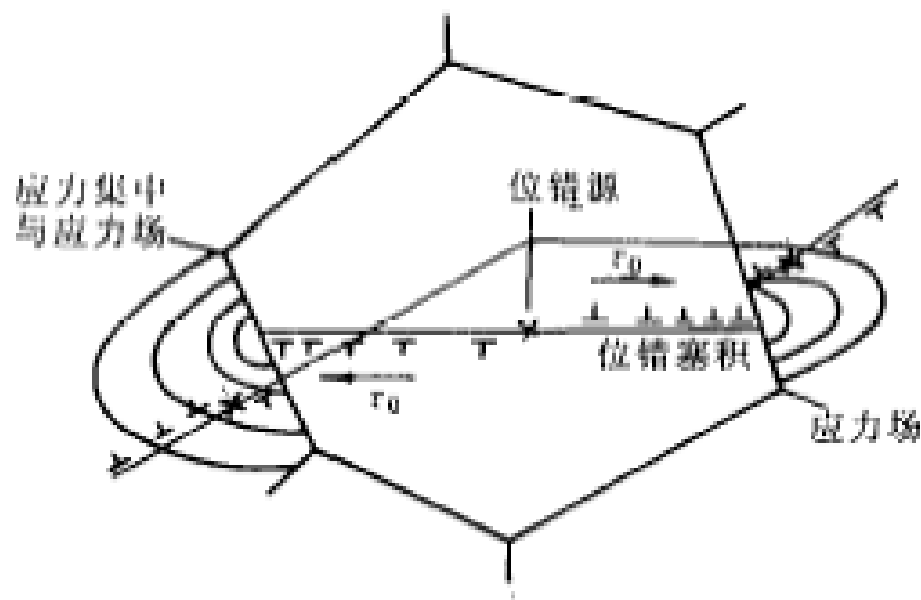
$$n \propto \tau_0 L \quad n = \frac{k\pi\tau_0 L}{Gb}$$

位错塞积群的一个重要效应就是在它的前端会引起应力集中，其数值等于外加切应力n倍：

$$\tau = n\tau_0$$

启动相邻晶粒内的位错源所需临界应力：

$$\tau = \tau_c$$



$$\tau_s \propto L^{-\frac{1}{2}}$$

$$\sigma_s \propto d^{-\frac{1}{2}}$$

Hall-Petch公式:

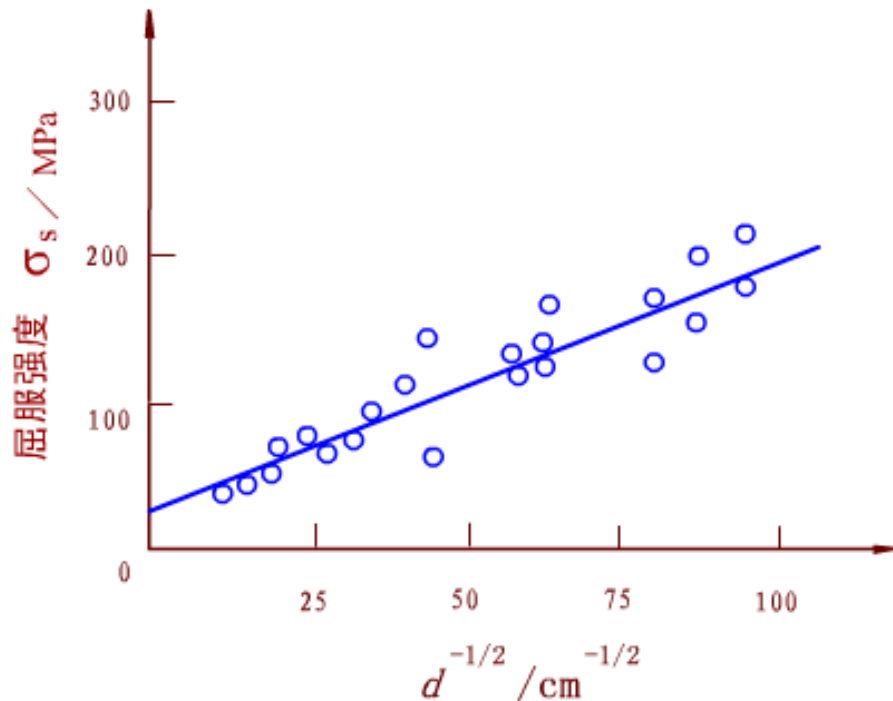
常数，相邻晶粒位向差对位错运动的影响关系与晶界结构有关

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-\frac{1}{2}}$$

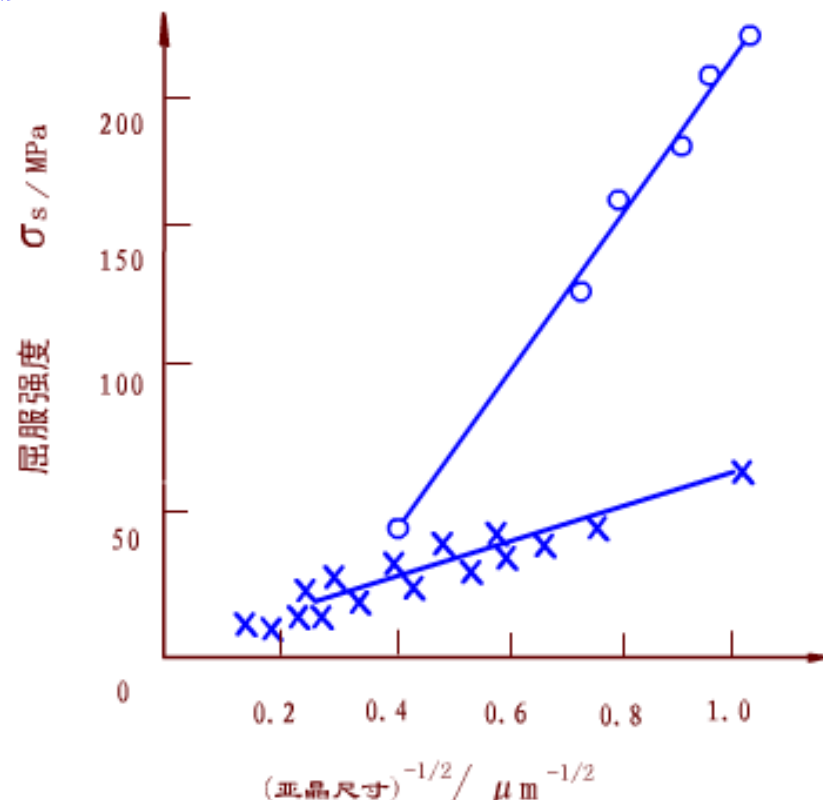
晶粒平均直径

屈服强度

相当于单晶体的屈服强度



低碳钢的屈服强度与晶粒大小的关系



铜和铝的屈服强度与亚晶尺寸的关系

2、对高温强度的影响

低温时：晶界强度 > 晶内强度

加上晶界两侧晶粒位向差影响

晶界对滑移有阻滞作用

高温时则不同，有两种不同的变形机制：

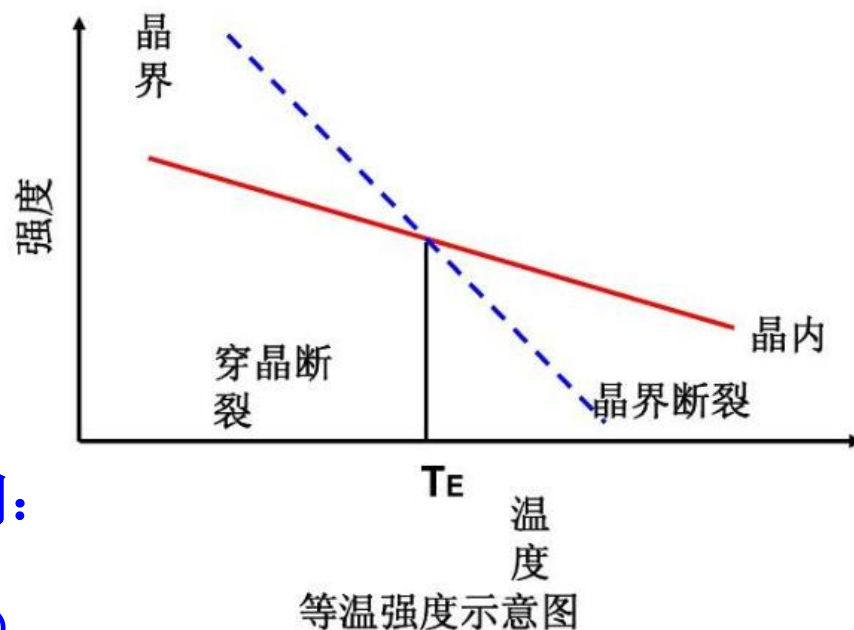
(1) 晶粒沿晶界滑动（晶界滑动机制）

当 $T > T_m/2$ 时，以晶粒沿晶界的相对滑移方式进行

∵ $T \uparrow$ 扩散能力 \uparrow ，且原子沿晶界扩散速率 \gg 沿晶内的。

故高温时晶界似流体一样，呈现粘滞性 \rightarrow 变形抗力 \downarrow

\rightarrow 沿晶界滑移

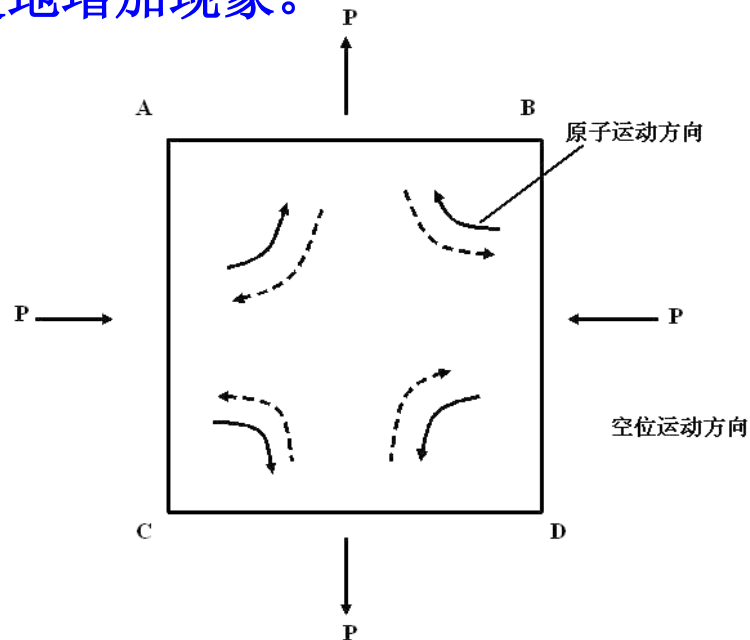


(2) 扩散性蠕变机制

蠕变：在一定 t °C (>300 °C) 下，当应力大于某一值时，即使外力不再增加，而塑性变形随时间延长而会缓慢地增加现象。

蠕变与 $\left\{ \begin{array}{l} \text{扩散} \\ \text{空位} \end{array} \right.$ 有关

ABCD为多晶体中一晶粒，AB、CD晶界受拉，在其附近易于产生空位，空位浓度较高，AC、BD受压，空位浓度较低。



存在空位浓度梯度导致空位向AC、BD定向移动，原子向AB、CD定向移动，从而使晶粒沿拉伸方向伸长，即使在恒应力情况下，随时间延长也会不断发生应变→扩散性蠕变

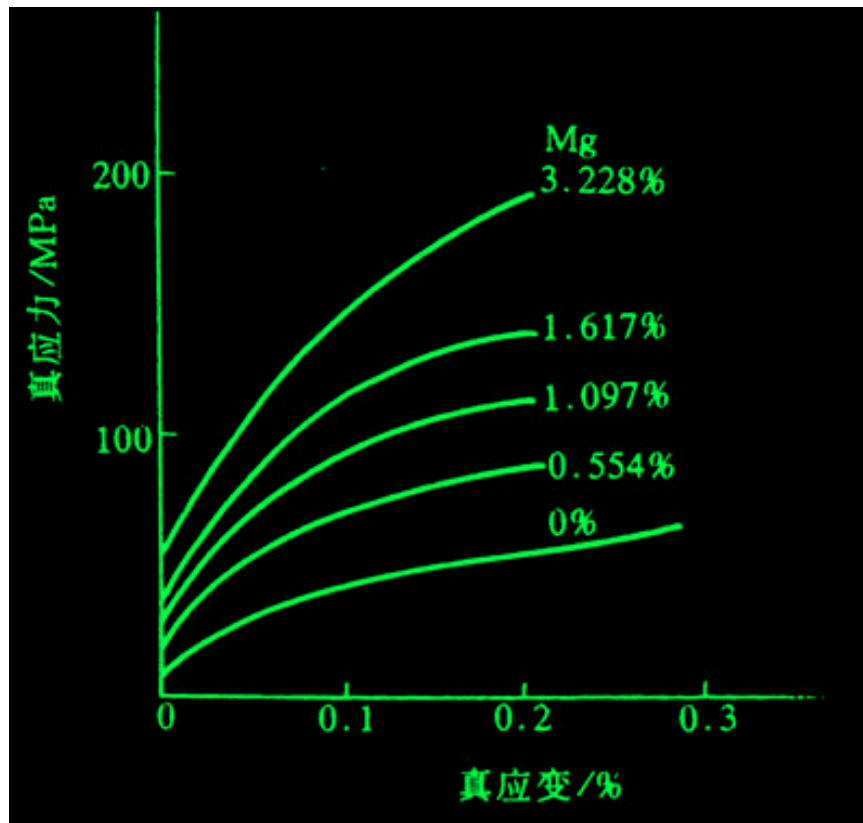
$T \uparrow, d \downarrow \rightarrow$ 扩散性蠕变速率 \uparrow

因此一般高温合金都希望具有较粗晶粒

※ 4. 合金的塑性变形 Plastic Deformation of Alloys

一、单相固溶体合金的塑性变形

Plastic Deformation of Single Phase alloy



铝熔镁后的应力应变曲线

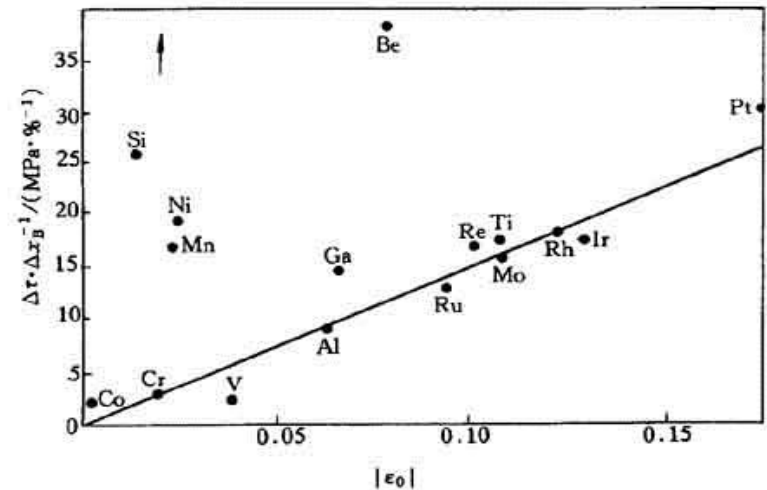


图 8-22 铁的固溶强化和错配度的关系

- 应力应变水平提高;
- 加工硬化速率增大;
- 错配度的影响。

1、固溶强化 Solid—Solution Strengthening

溶质原子→点阵畸变

溶质含量↑——固溶体合金的强度、硬度↑而塑性、韧性↓

定量关系式:

$$\tau = \frac{d\tau}{dc} c$$

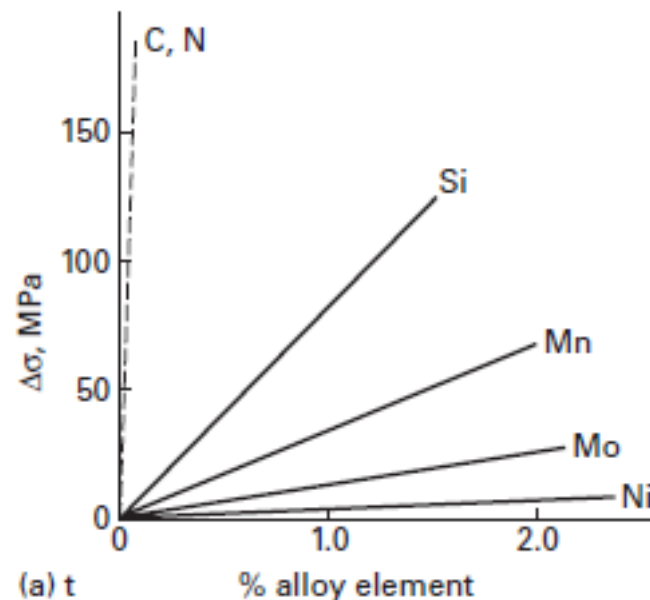
点阵畸变引起临界分切应力增量

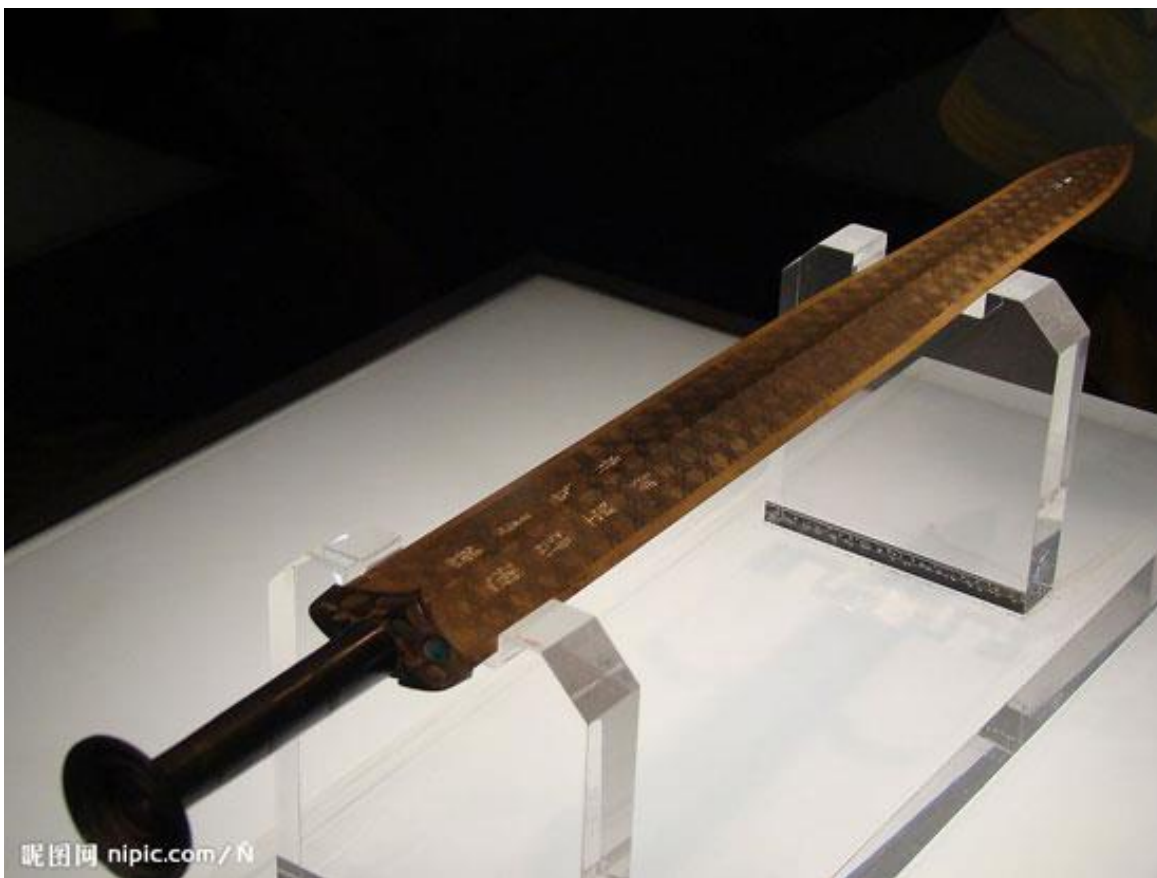
$$\sigma_s = A \frac{C}{a_0^2 b}$$

常数
溶质原子百分数
柏氏矢量
溶剂晶体点阵常数

影响因素:

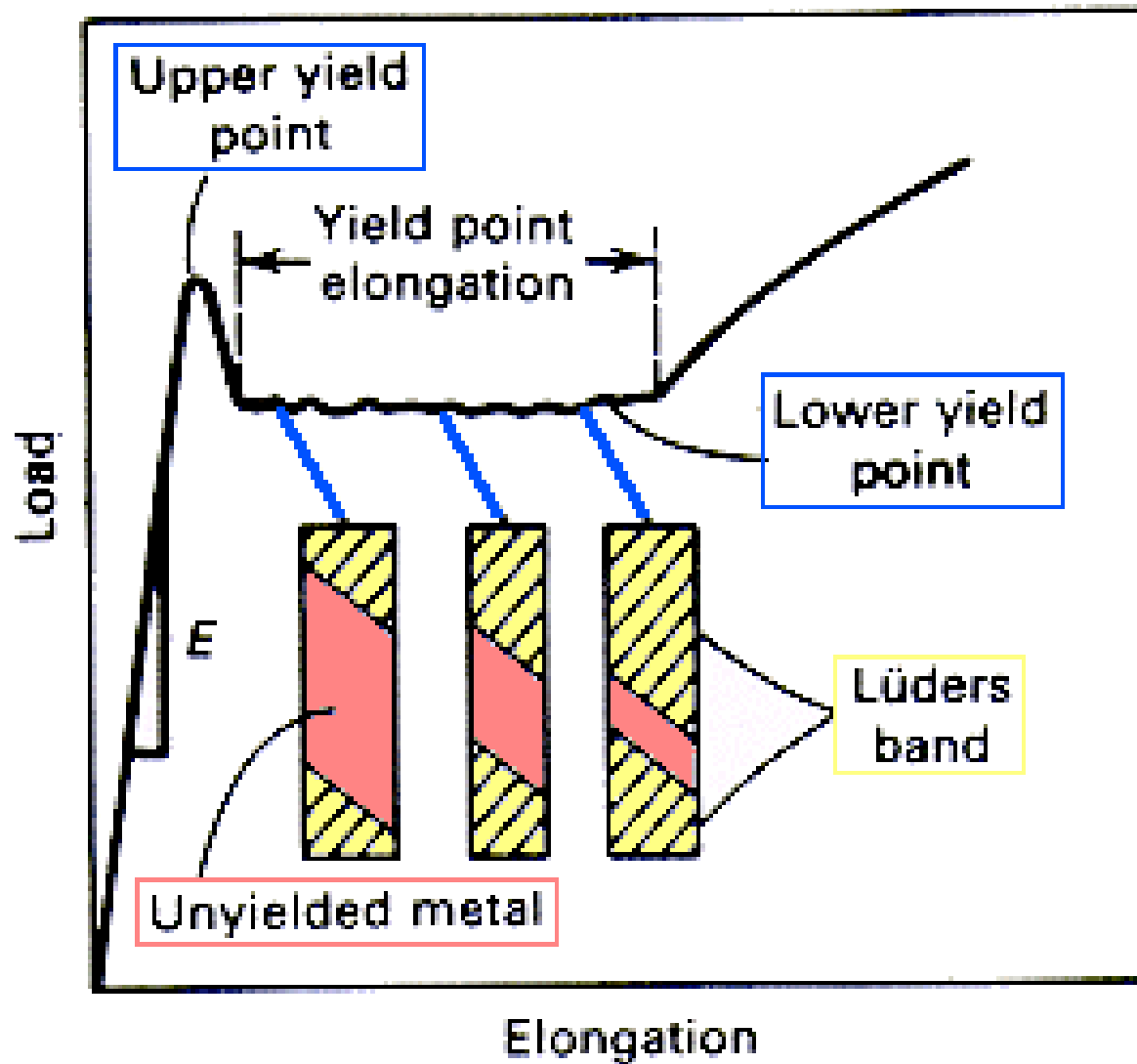
- (1) 溶质原子的浓度↑——固溶强化因素↑
- (2) r_x/r_m 相差愈大——固溶强化↑
- (3) 间隙原子强化效果比置换原子的强
- (4) 溶质原子与基体金属的价电子数相差愈大，固溶强化效果愈显著





- 剑脊含铜较多，韧性好，不易折断；
- 剑刃含锡高，硬度大，非常锋利。

2、屈服现象 (yield phenomenon)



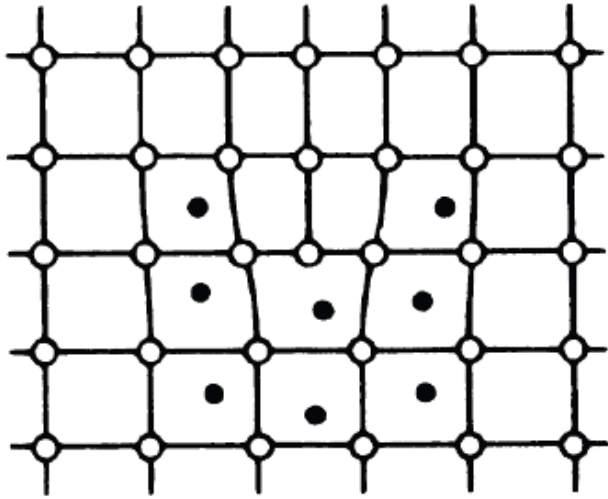
低碳钢退火态的工程应力应变曲线



- 屈服阶段，试验的应变是不均匀的。
- 在试样表面观察到与纵轴（拉伸轴）约呈 45° 的应变痕迹—**吕德斯带**（Lüders bond）它与试样的未变形部分有明显的界线。
- 它与滑移带不同， Lüders bond穿过了试样横截面上的各个晶粒，是许多晶粒协调变形的结果。
- 它是一种宏观可见皱纹，也称表面桔皮，在冲压产品中需避免。

□ 应力平台上每一个波动对应于一个新的形变带，即新Lüders bond，当 Lüders bond扩展至试样整个长度后，屈服伸长阶段就告结束，应力又随应变单调增加，开始均匀塑性变形阶段。

屈服现象的机理



Cottrell atmosphere

(1) Cottrell 气团的钉扎作用

- 溶质原子或者杂质原子存在；
- 抵消部分或全部的张应力，使位错的弹性应变能降低；
- 位错趋于稳定，“钉扎作用”。

- 溶质原子或杂质原子可以与位错之间的交互作用 (Cottrell 气团) 来解释位错的钉扎作用。
- 位错运动必须挣脱这气团，因而所需应力较高——上屈服点；一旦挣脱气团的钉扎后便能在较低应力下运动——下屈服点。

(2) 可动位错密度很低之缘故（位错增殖理论）

材料塑性变形的应变速率 $\dot{\varepsilon}_p$ 与可动位错密度 ρ_m 之间关系：

$$\dot{\varepsilon}_p = \rho_m \cdot v \cdot b$$

$\dot{\varepsilon}_p$ 由试验机夹头的运动速度决定，接近于恒值

v 位错运动的平均速度

b 位错的柏氏矢量

位错受到有效切应力

$$v = \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right)^{m'}$$

m' 应力敏感系数

τ_0 位错作单位速度运动所需应力

由于塑性变形前 ρ_m 较低，维持一定 $\dot{\varepsilon}_p$ 势必要求 $v \uparrow$ ，即需要较大的应力——上屈服点；一旦变形开始后，位错迅速增殖 $\rho_m \uparrow \uparrow$ ，为维持一定 $\dot{\varepsilon}_p$ 则必然 $v \downarrow \rightarrow \tau \downarrow \rightarrow$ 下屈服点

低碳钢的屈服现象：原始可动位错较低，为什么？

3、应变时效 (Strain ageing)

对具有明显屈服现象的材料而言, $\sigma \geq \sigma_s$ 屈服

□ 塑变→卸载→拉伸→无屈服现象

□ 塑变→卸载

然后, 室温停留几天或150 °C时效

然后, 拉伸→屈服现象

而且上屈服点比原来升高,

这种现象称为应变时效。

□ 不难想象, 此时屈服现象的重新产生是由于在室温停留或时效时溶质原子 (C、N) 通过扩散重新聚集到位错附近, 重新形成柯垂气团之故。

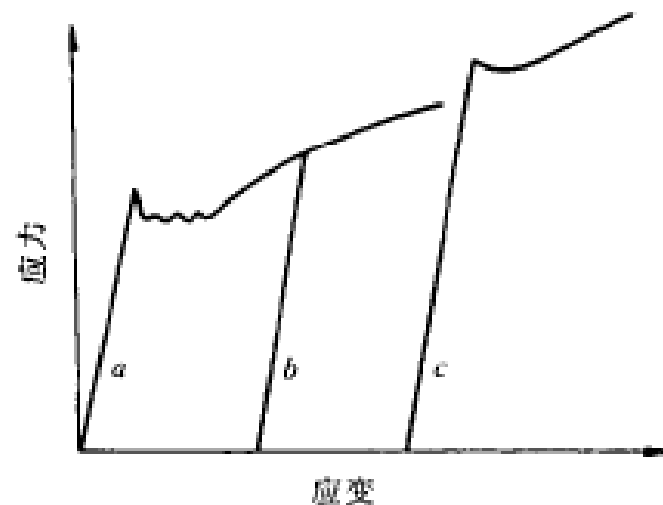


图 5.32 低碳钢的拉伸试验
a—预塑性变形 b—卸载后立即再行加载 c—卸载后放置一段时期或在 200°C 加热后再加载

避免Lüders bond的产生

在生产中为避免Lüders bond的产生，

（致使工件表面失去平整与光滑）

- (1) 尽量降低材料中杂质元素的含量
- (2) 加入少量能与溶质元素形成稳定化合物的Me，

如Al、V、Ti、Nb

- (3) 在板材深冲变形前进行超过屈服伸长范围的预变形



二、多相合金的塑性变形

Plastic Deformation of multiphase alloy

多相合金除基体相外，存在第二相

1、聚合型合金的塑性变形

a) 两相晶粒尺寸属同一数量级且均为塑性相，合金的变形决定于两相的体积分数

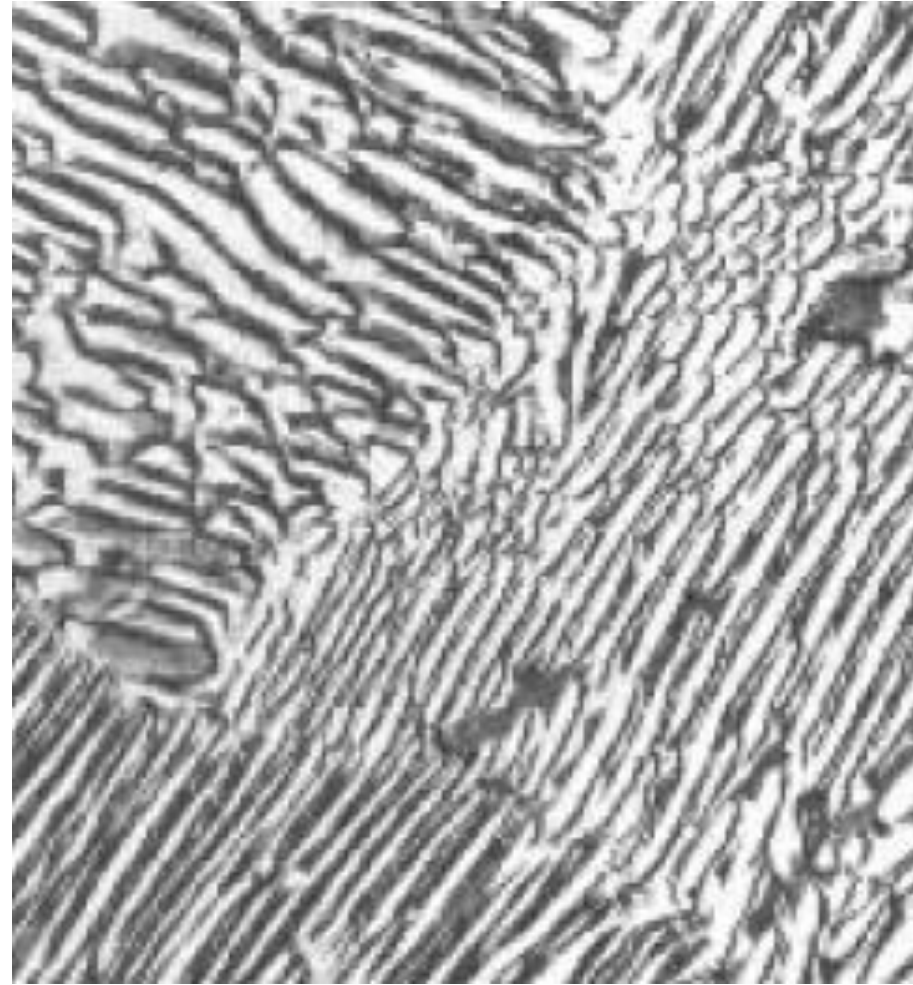
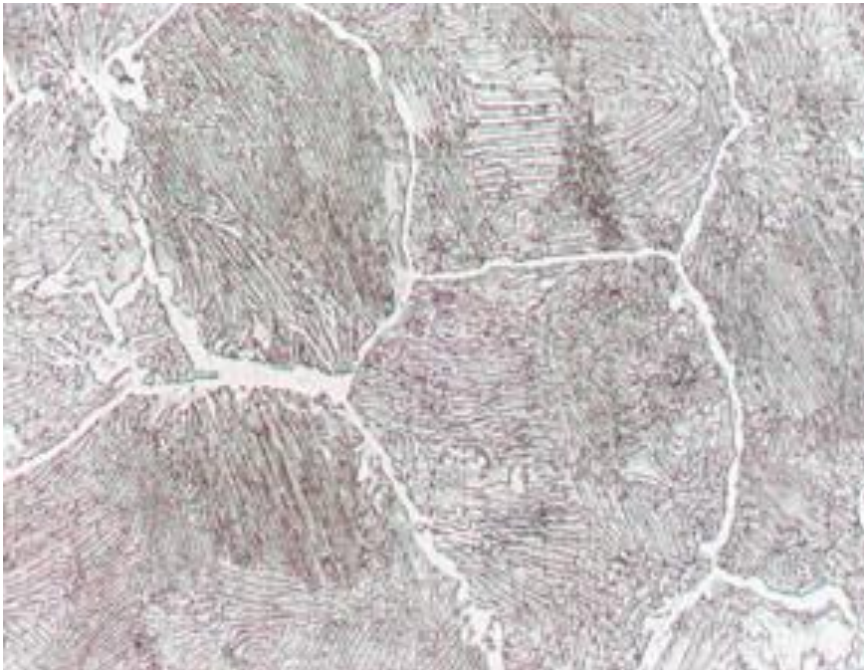
若两相应变相等时，合金的平均流变应力为

$$\bar{\sigma} = f_1 \sigma_1 + f_2 \sigma_2 \quad f_1, f_2 \text{ 为两相的体积分数 } (f_1 + f_2 = 1)$$

两相应力相等时，则合金的平均应变为： $\bar{\varepsilon} = f_1 \varepsilon_1 + f_2 \varepsilon_2$

这类合金在发生形变时，滑移往往首先发生在较软的相中，当较强相数量小时，则塑性变形基本上在较弱相中；只有当第二相较强时，且占有一定体积分数（如 $f_2 > 0.3$ ）才能起明显的强化作用。

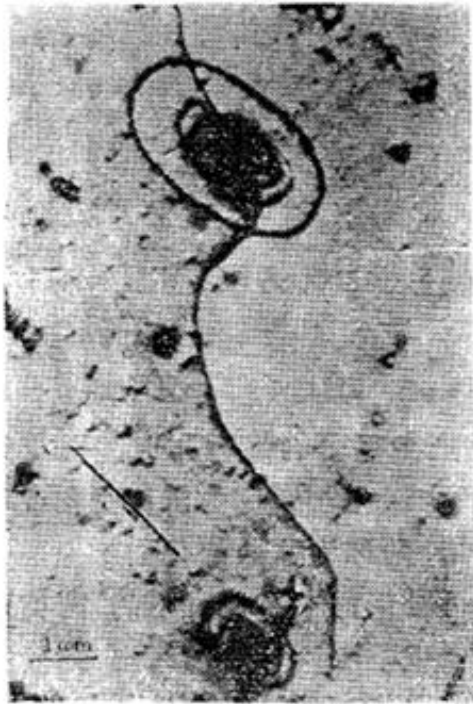
b) 一相为塑性相，另一相为脆性相时，则合金的机械性能在很大程度上取决于硬脆相的存在数量及其形状、大小和分布情况。



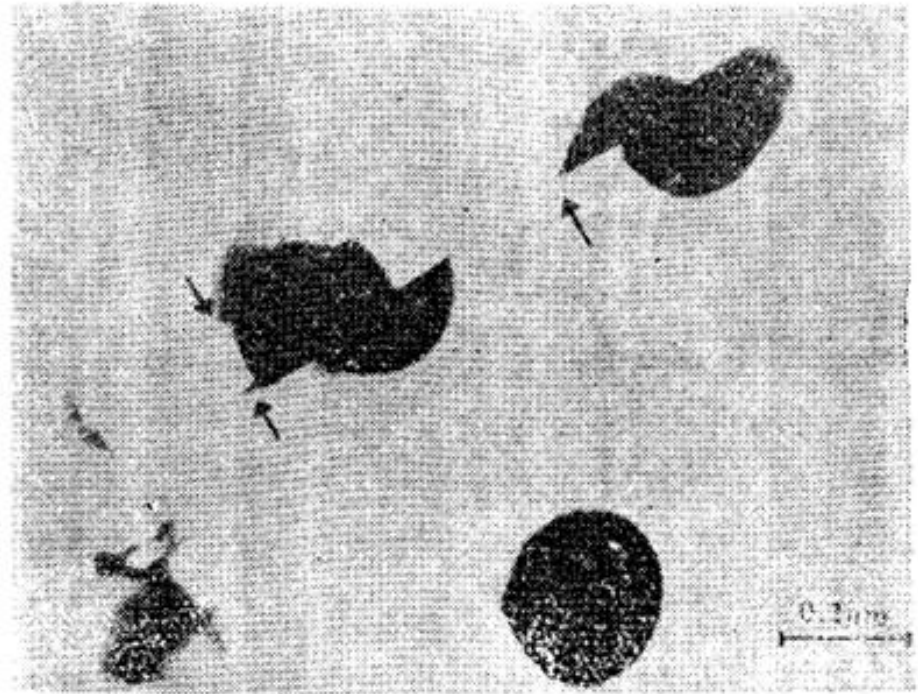
钢中 Fe_3C 存在数量和形貌

2、弥散分布型合金的变形

当第二相以细小弥散的微粒均匀分布于基体相中时，将产生显著的强化作用。



黄铜中围绕着 Al_2O_3 粒子的位错环（透射电镜像）



在Ni-Cr-Al合金中位错切过 Ni_3Al 粒子（透射电镜像）

a) 不可变形粒子的强化作用

当运动位错与其相遇时，将受到粒子阻挡，位错线绕着它发生弯曲，随着外加应力 \uparrow ，位错线弯曲更剧，最后形成包围着粒子的位错环留下，而位错线的其余部分则越过粒子继续运动。

根据位错理论可知，为使位错弯曲所需的切应力为：

$$\tau = \frac{Gb}{2R} = \frac{Gb}{\lambda} \quad \text{—— 粒子间距}$$

位错弯曲曲率半径

当第二相微粒愈弥散即粒子间距 \downarrow

→ 强化作用 \uparrow

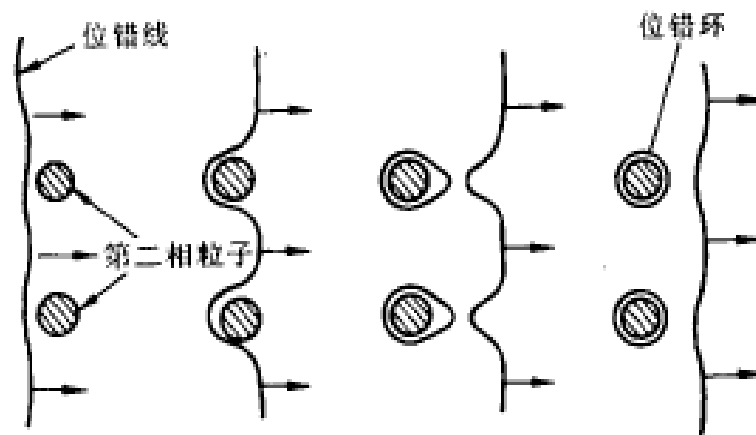


图 5.34 位错绕过第二相粒子的示意图

沉淀硬化 Precipitation Hardening

b) 可变形微粒的强化作用

位错可切过微粒，使之随同基体一起变形。

强化机制：

- (1) 位错切过粒子→产生新的表面积→总界面能↑
- (2) 当粒子为有序结构时，位错切过会打乱滑移面上下的有序排列，产生反相畴界→总能量↑
- (3) 第二相粒子与基体的晶体点阵不同，位错切过粒子后在其滑移面上引起原子的错排，需额外做功，给位错运动带来困难
- (4) 粒子周围的弹性应力场与位错会产生交互作用，对位错运动产生阻碍
- (5) 基体与质点滑移面取向并不一致，故切过后，必然产生一割阶→阻力↑
- (6) 基体与质点层错能不同，当扩展位错切过后，其宽度会发生变化，引起能量升高

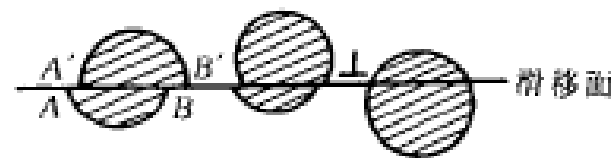


图 5.35 位错切割粒子的机制

思考题：

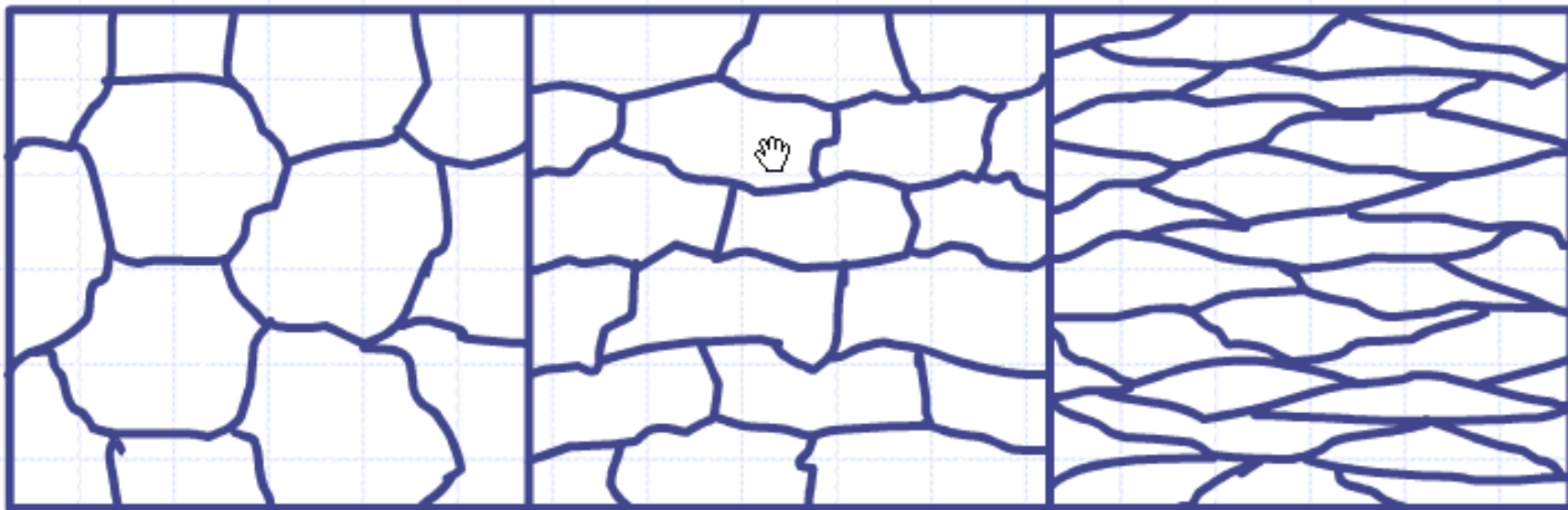
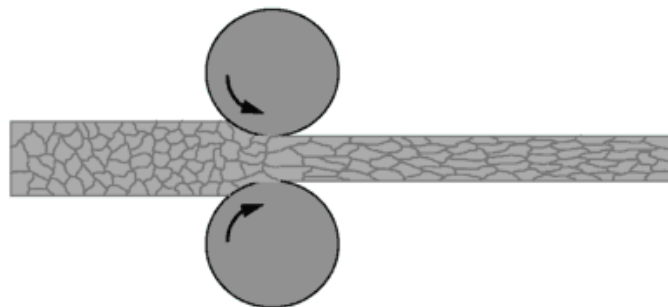
40钢经球化退火后，渗碳体全部呈半径为 $10\text{ }\mu\text{m}$ 的球状，所占体积分数为6%，且均匀分布在 $\alpha\text{-Fe}$ 基体上。已知Fe的切变模量 $G=7.9\times 10^4\text{ Mpa}$ ， $\alpha\text{-Fe}$ 的点阵常数 $a=0.28\text{ nm}$ ，试计算40钢的切变强度。

※ 5. 塑性变形后组织与性能的变化

一、显微组织变化

1、晶粒形状变化

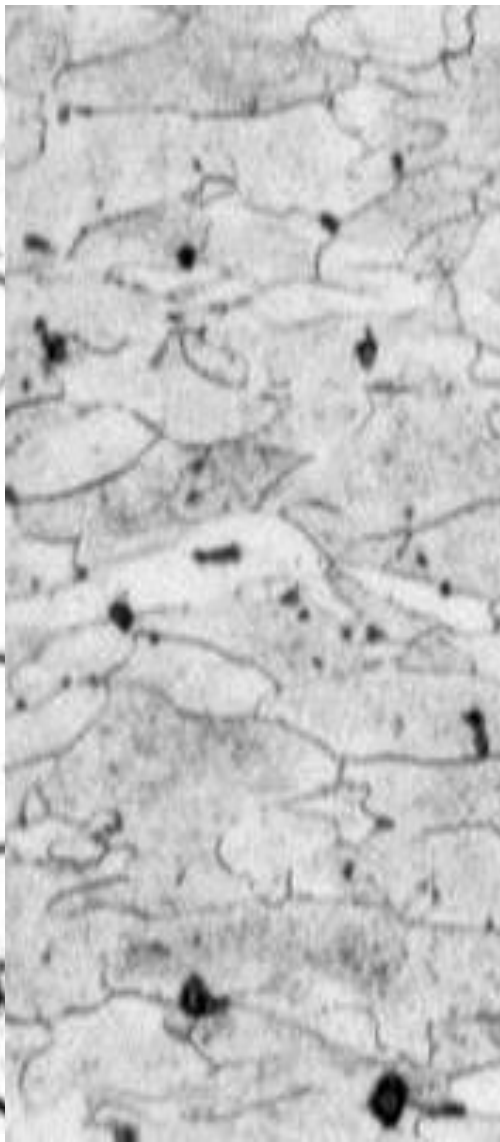
纤维状组织——强烈冷变形的特征



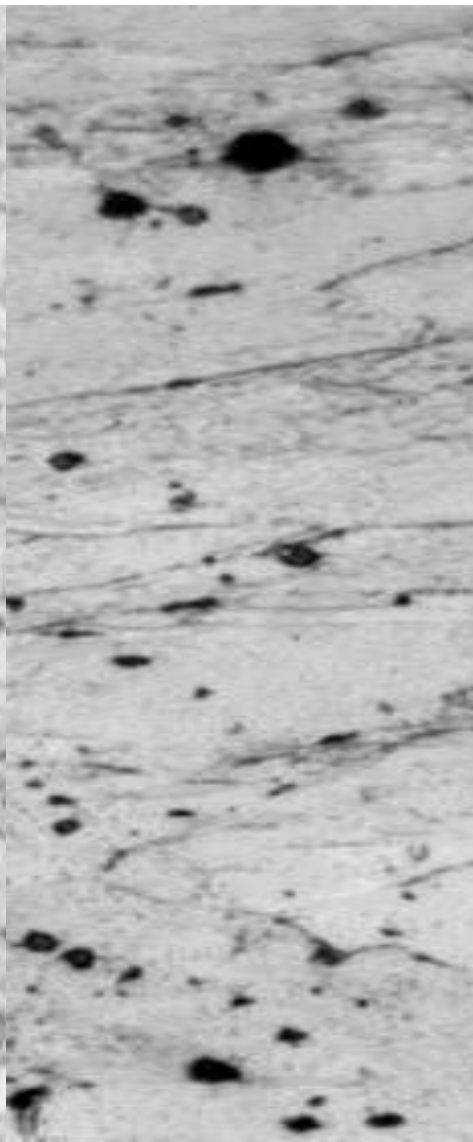
纯铁



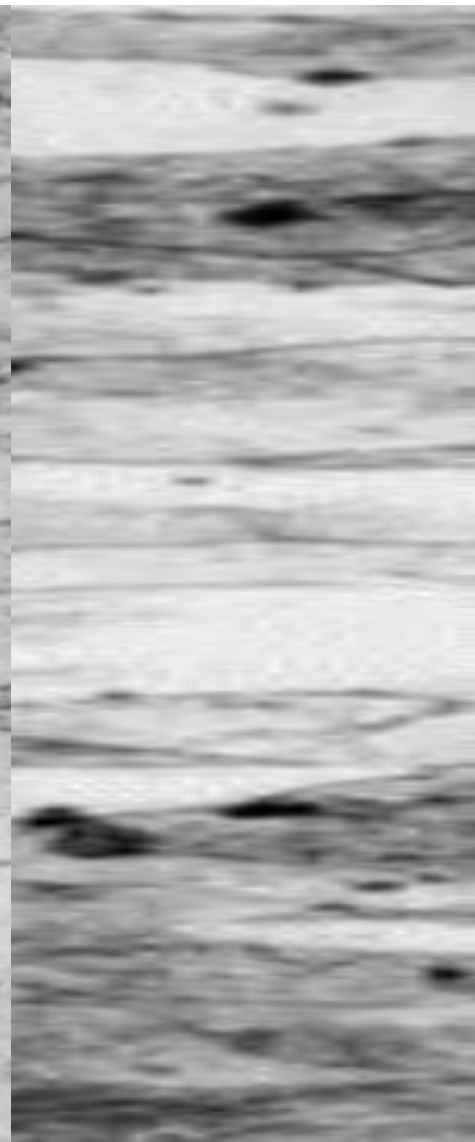
20%变形



40%变形



60%变形

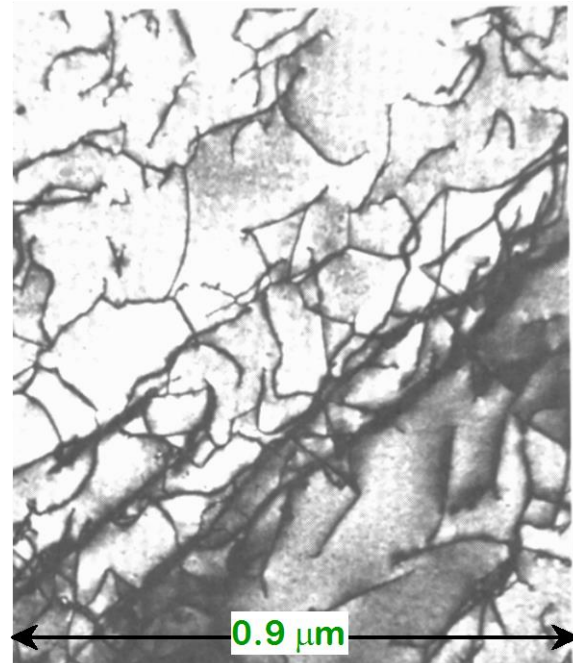
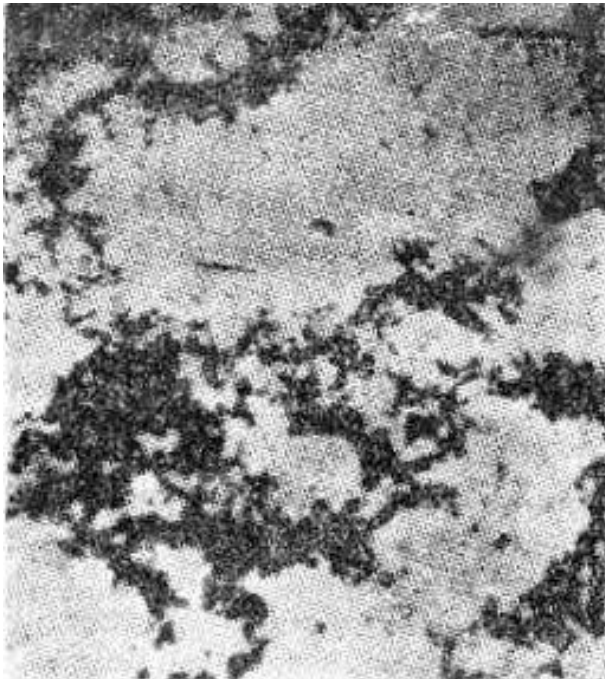


2、亚结构变化

胞状亚结构：变形晶粒是由许多“胞”所组成，各个胞之间有着微小的取向差，高密度缠结位错主要集中在胞的周围地带构成“胞壁”，而胞内位错密度很低。且随变形量 \uparrow ，胞数量 \uparrow ，尺寸 \downarrow

变形材料中胞状亚结构形成不仅与变形量有关，还决定于材料类型：

- 对于层错能较高晶体，易形成胞状亚结构
- 对于层错能较低晶体，位错通常分解为较宽的扩展位错 \rightarrow 交滑移困难，位错可移动性 \downarrow ，一般此类材料冷变形后胞状亚结构不明显



3、形变织构

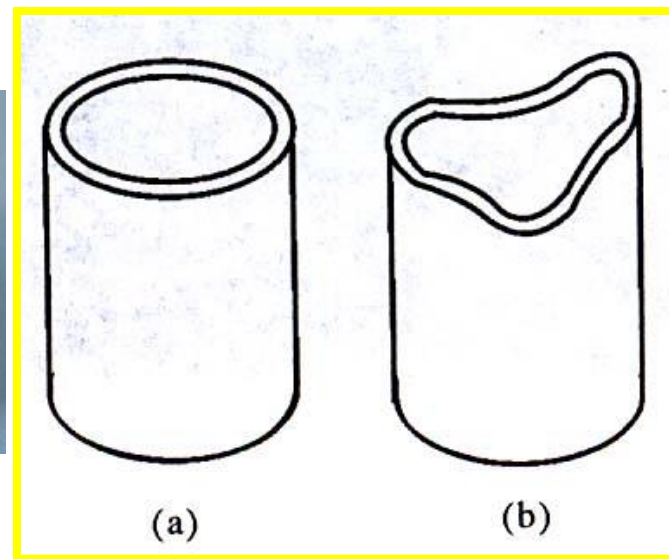
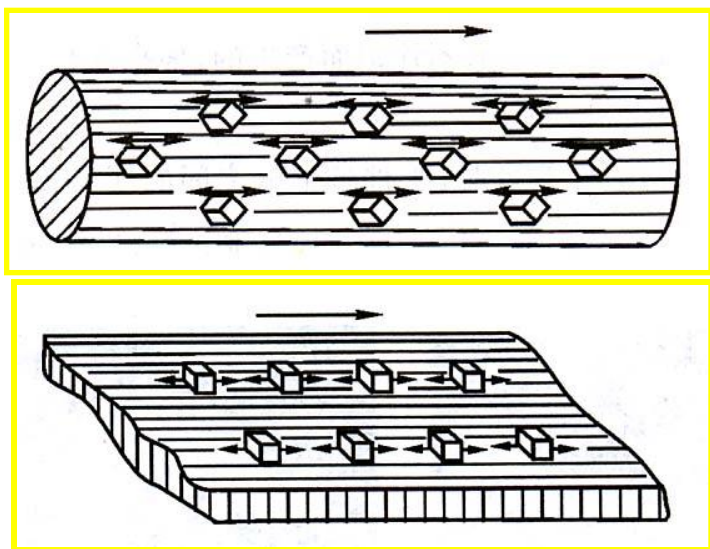
(1) 形变织构：（滑移面和滑移方向的转动）

多晶体材料由塑性变形导致的各晶粒呈择优取向的组织。

(2) 类型

丝织构：某一晶向趋于与拔丝方向平行。（拉拔时形成）

板织构：某晶面趋于平行于轧制面，某晶向趋于平行于主变形方向。
（轧制时形成）



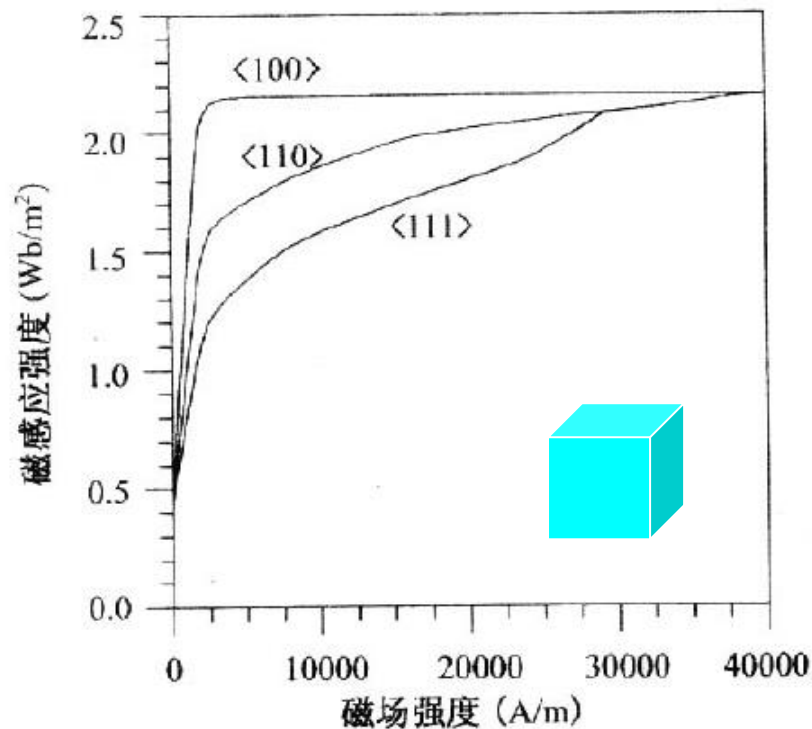
织构（各向异性）有利有弊

制耳 取向硅钢片

硅钢片 (Fe-3\%Si) : 变压器、马达的铁芯

要求: 高软磁性能

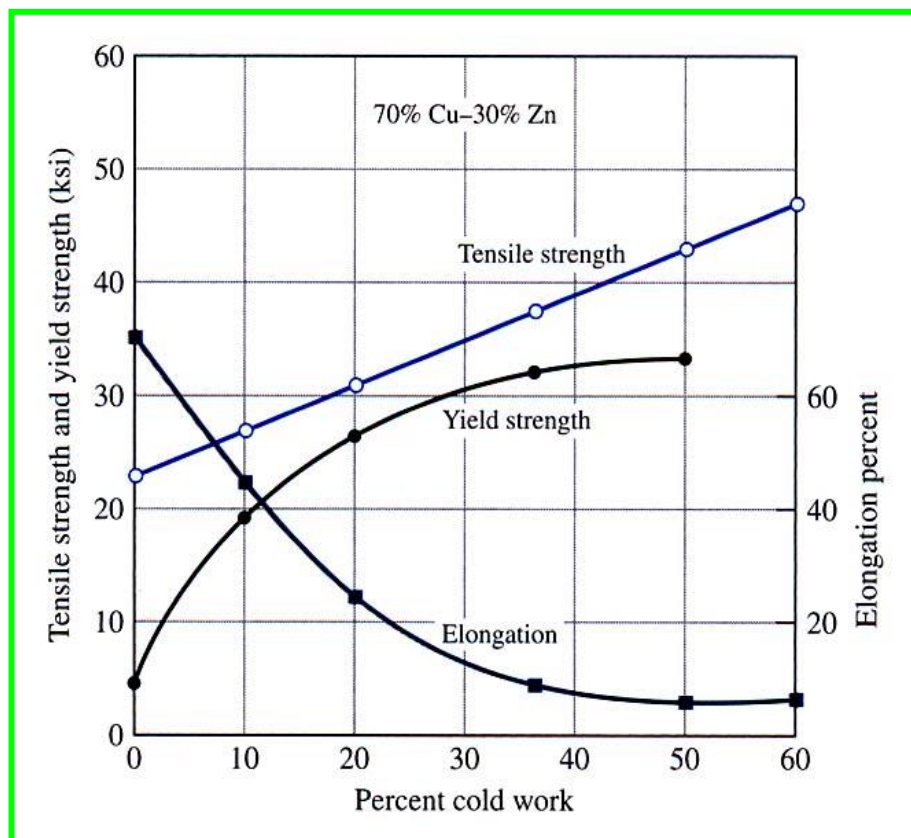
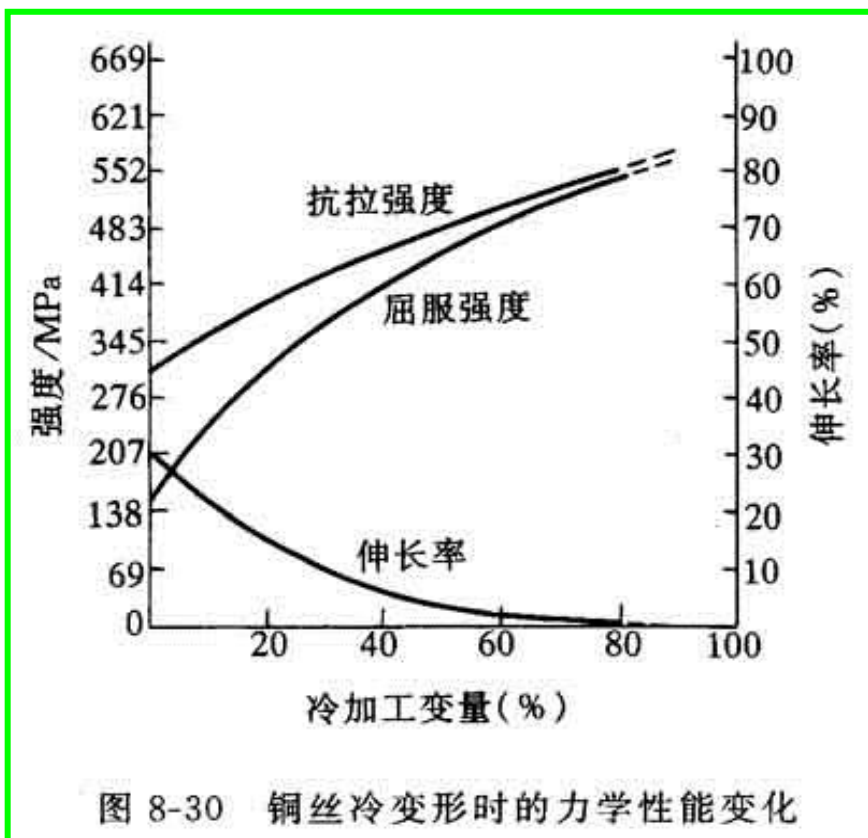
添加Si, 提高电阻率、磁导率, 降低矫顽力和铁损



(110) [001] 织构

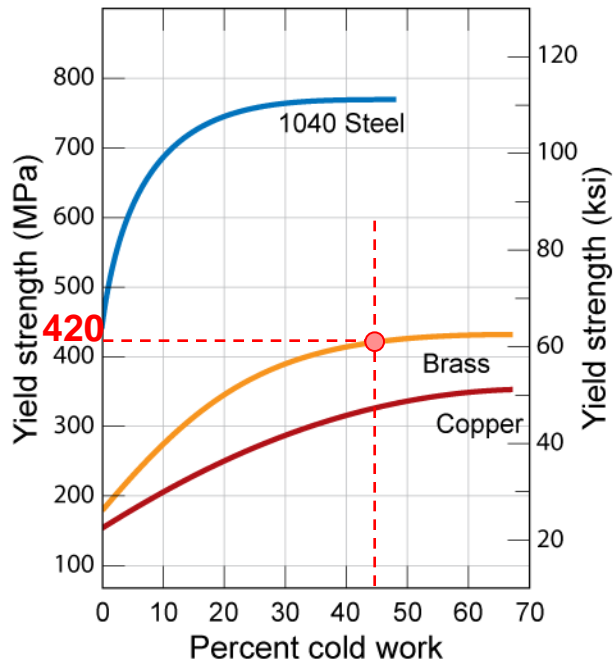
二、性能变化

1、加工硬化（Work Hardening）

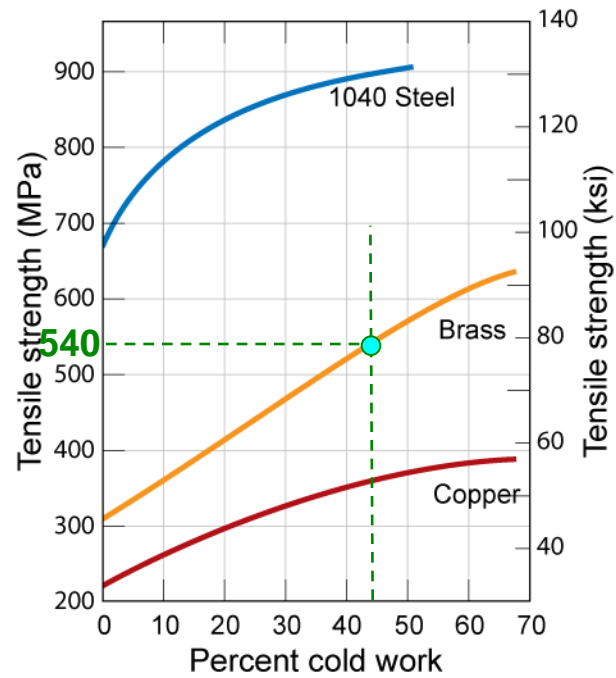


塑性变形后在性能上最为突出的是强度（硬度）显著提高、塑性迅速下降，这就是加工硬化现象。

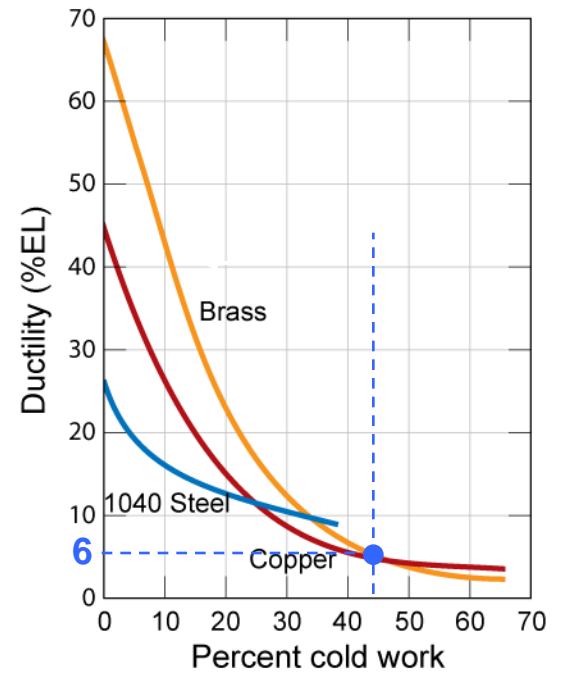
塑性变形后的力学性能



(a)



(b)

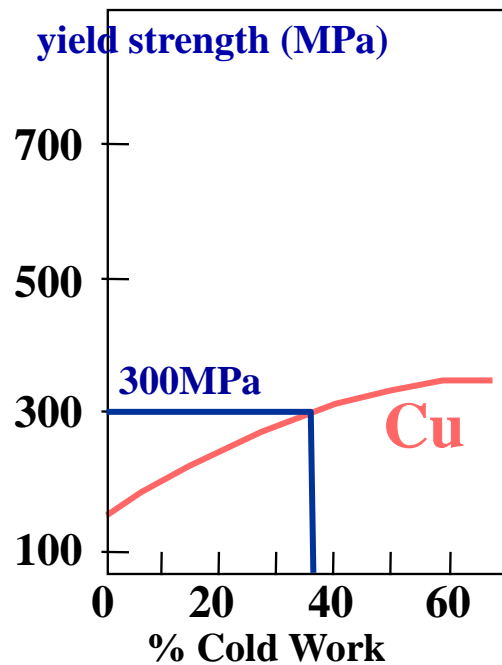
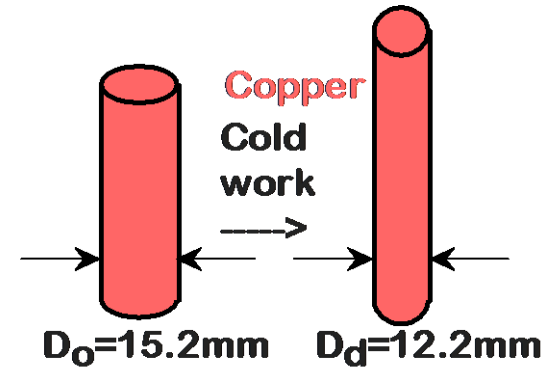


(c)

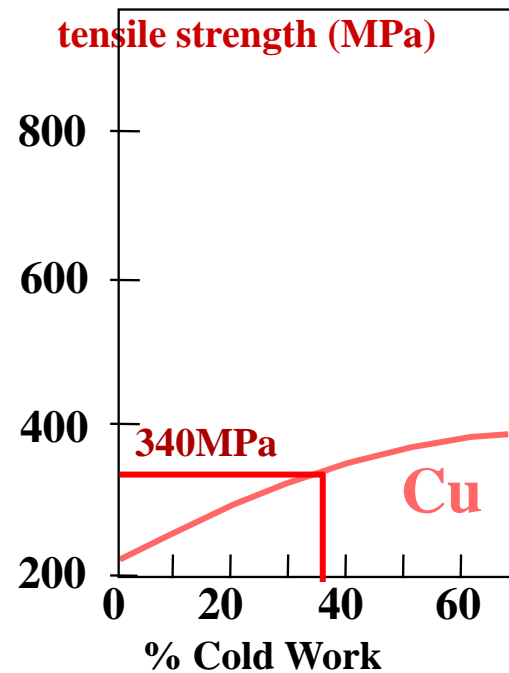
冷变形后力学性能分析

冷变形后材料的强度和延展性

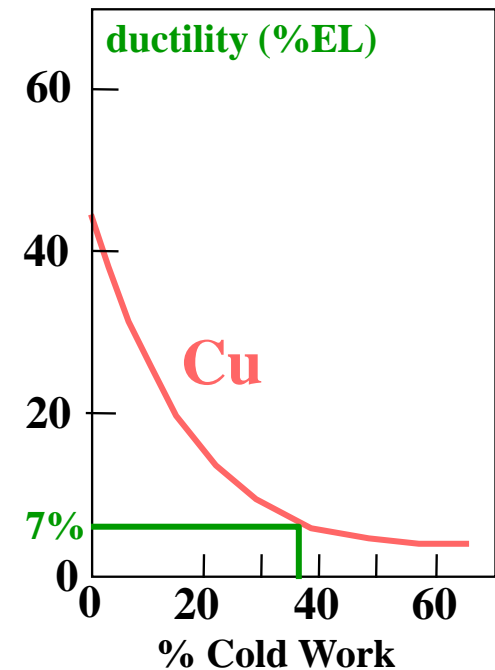
$$\%CW = \frac{\pi r_o^2 - \pi r_d^2}{\pi r_o^2} \times 100 = 35.6\%$$



YS = 300MPa



TS = 340MPa



%EL = 7%

加工硬化

- 晶体在滑移过程中的位错增殖，位错密度增大，相互作用，导致强化，即加工硬化.
- 加工硬化现象与位错间的交互作用有关
 - └—钉扎（割阶、林位错、面角位错、位错缠结）
 - 继续变形发生困难，必须加大应力才能继续变形→加工硬化

$$\tau = \tau_0 + \alpha G b \rho^{\frac{1}{2}}$$

τ_0 :无加工硬化时所需切应力

α :与材料有关常数0.3~0.5

- 加工硬化是材料强化的一个重要的途径，特别是对于那些不能采取热处理手段来强化的材料，同时由于材料具有加工硬化特性，形变才得以传递和扩展使整个零件在宏观上能够均匀变形。

金属单晶体的典型应力应变曲线

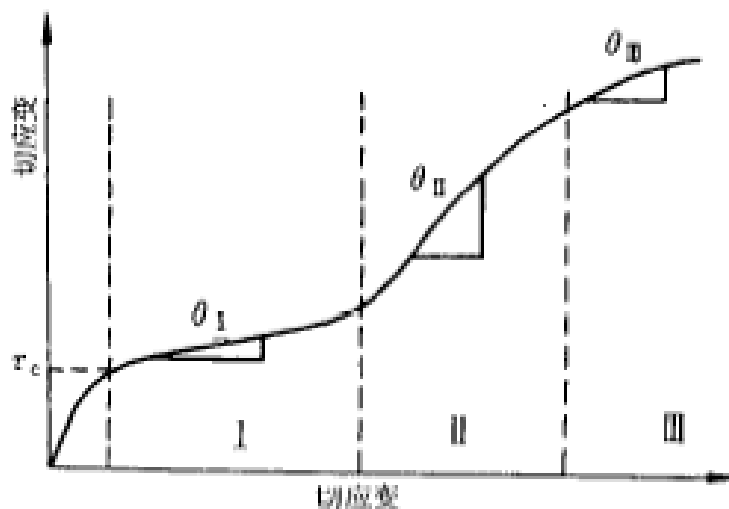
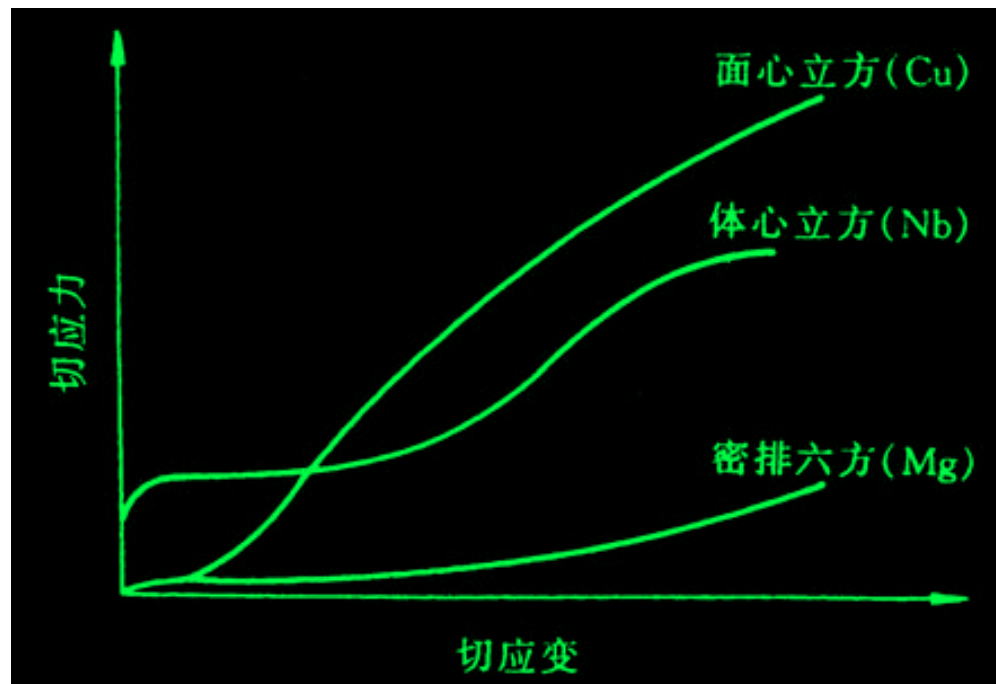


图 5.40 单晶体的切应力-切应变曲线
显示塑性变形的三个阶段

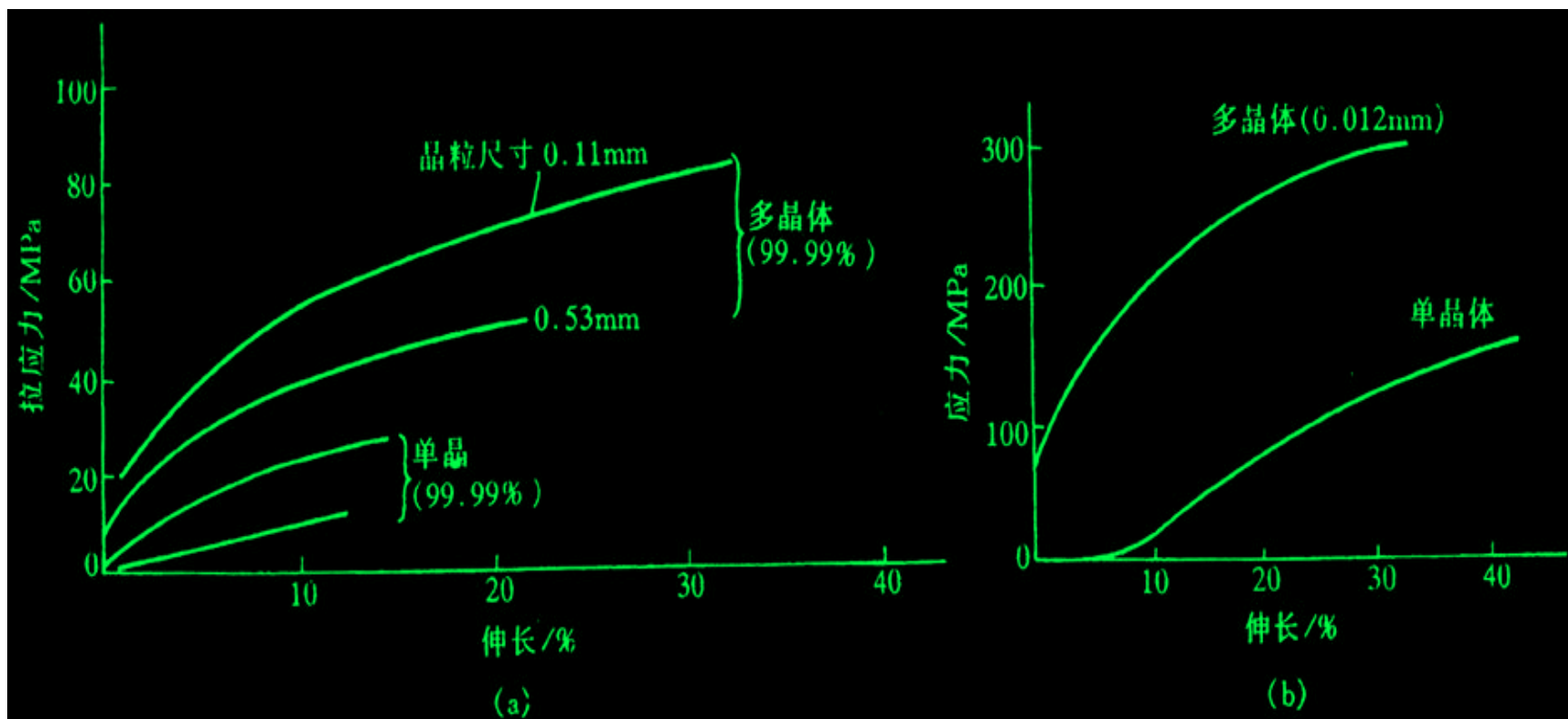
- 易滑移阶段、线性硬化阶段、抛物线硬化阶段。
- 各种晶体的实际曲线因其晶体结构类型、晶体位向、杂质含量，以及试验温度等因素的不同而有所变化。



- 三种典型晶体结构金属单晶体的硬化曲线，其中面心立方和体心立方晶体显示出典型的三阶段，至于密排六方金属单晶体的第I阶段通常很长，远远超过其他结构的晶体，以致于第II阶段还未充分发展时试样就已经断裂了。

多晶体的应力-应变曲线

与单晶相比，一般不出现硬化第一阶段，易滑移阶段。只有Ⅱ、Ⅲ线性硬化和抛物性硬化阶段，呈现明显的晶界阻滞效应和很高的硬化系数。



硬化曲线通常更陡（细晶尤为明显）。

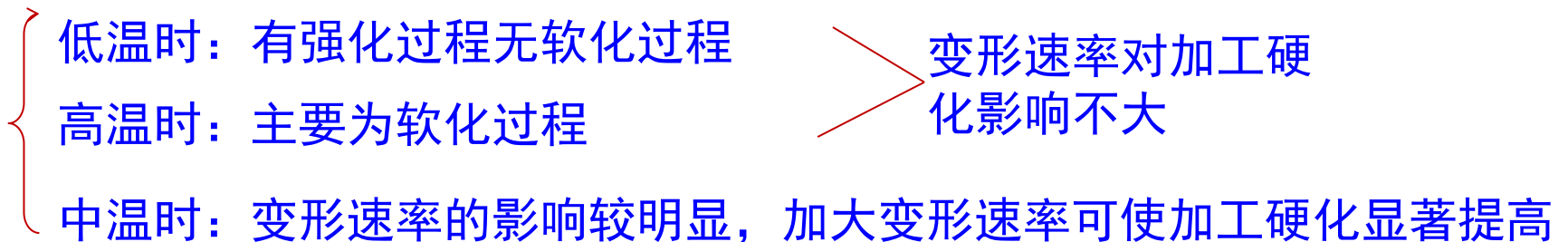
影响加工硬化的因素

(1) **晶体结构**: fcc , bcc 滑移系较多, 易于产生多系滑移, 位错常易于发生交截, 加工硬化率较大, 而 hcp 滑移系较少, 加工硬化率小; 另外多晶体的加工硬化率比单晶体高

(2) **变形速率和变形温度的影响**

塑变过程中发生

- 强化过程: 位错密度增加, 加工硬化
- 软化过程: 位错依靠原子的热运动越过短程障碍, 在较高温度甚至发生回复再结晶



- 低温时: 有强化过程无软化过程
- 高温时: 主要为软化过程
- 中温时: 变形速率的影响较明显, 加大变形速率可使加工硬化显著提高

变形速率对加工硬化影响不大

(3) **溶质原子的影响**：一般溶质原子（常指置换原子）加入可增大加工硬化率，

a) 某些溶质原子可降低层错能→扩展位错变宽 →不易交滑移；

b) 溶质原子周围的弹性应力场可使位错线成为波浪形，而不再为纯螺型位错，难发生交滑移；

c) 溶质原子阻碍回复现象。

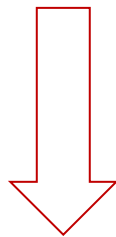
(4) **晶粒大小的影响**：一般细晶粒材料加工硬化率要大于粗晶材料

➤ 加工硬化除了有利一面外还有不利一面，如对必须进行大变形量的零件，要使零件成型势必增大设备的功率，增加动力消耗，加工硬化会使材料塑性大为下降→开裂现象；

➤ 加工过程不得不中间增加退火来消除加工硬化，以利于进一步变形。

2、其它性能

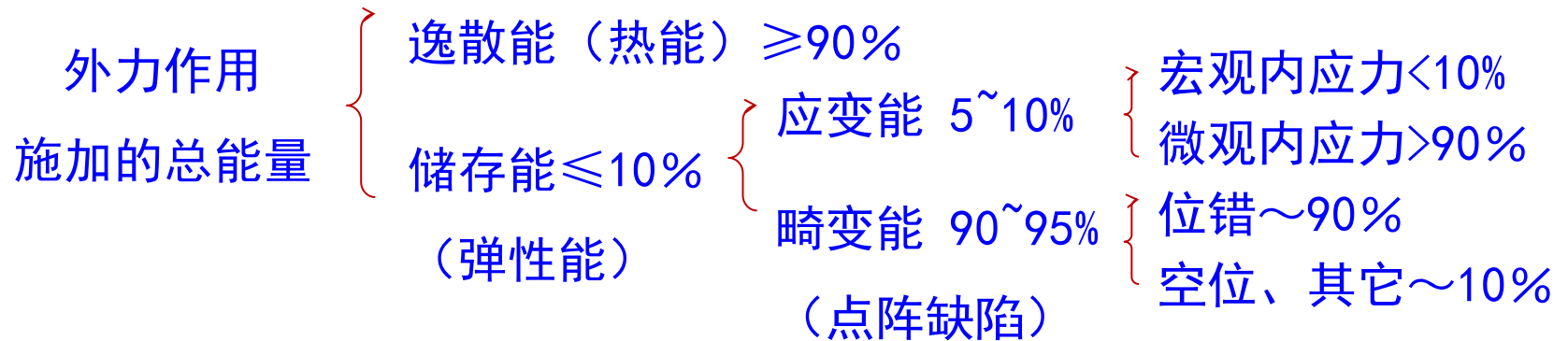
点阵畸变、空位和位错等缺陷



- (1) 塑性变形使金属的电阻率升高，电阻温度系数下降、导磁率下降、导热系数下降、磁滞损耗、矫顽力升高；
- (2) 塑变使扩散过程加速，腐蚀速度加快；
- (3) 塑变通常使金属材料的密度下降，但对含有铸造缺陷（如气孔、疏松等）的金属经塑性变形后可能使密度上升。

三、内应力（Residual Stress）

残余应力—不均匀变形而致



- 储存能在变形金属中的具体表现即为内应力；
- 内应力是一种弹性应力，其最高值不大于 σ_e ；
- 内应力在变形材料内部处于自相平衡状态，即作用于变形材料任一截面上的内应力之和应为零；
- 根据内应力的作用范围，可分为第一类、第二类和第三类内应力。

1、第一类内应力——宏观内应力

它为各部分形变量不同，去除外力后，应变恢复不均所致。

轧材：（表层形变变量 $>$ 内部的）

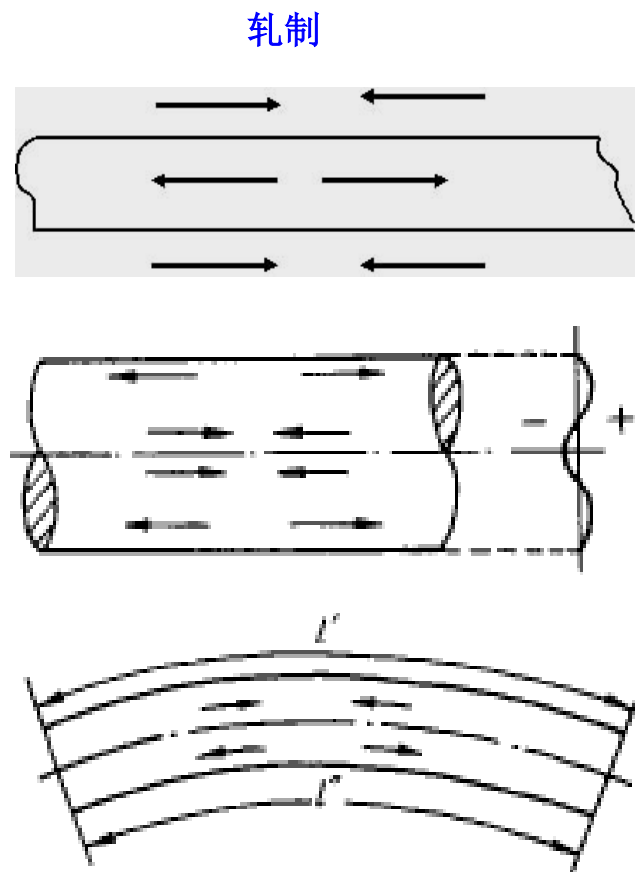
表层残留压应力，内部拉应力

拉拔材：（外圆形变量 $<$ 心部的）

外园残余张应力，心部压应力

弯曲件：伸长侧残余压应力，缩短侧张应力
力一般不超过总储存能的1%。

- 工件一般不希望存在宏观内应力，特别是表面的张应力，其危害性更大，若它与外力叠加，很容易使工件产生断裂或变形；
- 但有时如对承受疲劳载荷的零件来说，表层的残留压应力（可通过喷丸、滚压强化），有利于提高其疲劳强度。



2、第二类内应力——微观内应力

其作用范围与晶粒尺寸为同一数量级；

多晶体的变形量是不均匀的，晶粒间、每个晶粒内部的不同部分应变量是不等的，当外力去除后，各个晶粒的应变恢复也是不等的 → 第二类内应力产生；

第二类内应力有时可达到很大的数值，甚至可能造成显微裂纹，并导致工件破坏。

3、第三类内应力——点阵畸变

由于点阵缺陷而致，它使变形材料处于热力学不稳定状态，从而导致变形材料加热时的回复及再结晶过程。

课堂讨论题：

- 1、塑性变形的两种主要形式：滑移和孪生的异同点
- 2、塑性变形的位错机制
- 3、多晶体塑性变形特点
- 4、屈服现象、加工硬化、应变时效现象
- 5、归纳总结若干种材料强化手段

