

材料科学基础

The Fundamentals of Materials Science

顾剑锋 副教授

办公室：材料学院507A

电 话：34203743, 13917629227

Email : gujf@sjtu.edu.cn

第5章 材料的形变和再结晶

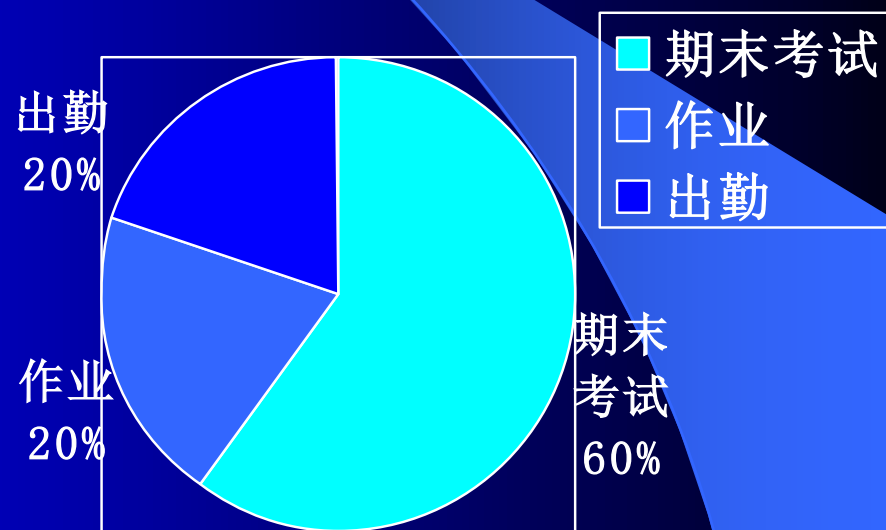
- 弹性和粘弹性
- 晶体的塑性变形
- 回复和再结晶
- 热变形与动态回复、再结晶
- 陶瓷材料的变形特点
- 高聚物的变形特点

教学事项

教材 讲课 作业 实验 复习 辅导 考核

◆课程考核办法

- ◆ 1、期末考试（60%）
- ◆ 2、作业（20%）
- ◆ 3、出勤率（10%）
- ◆ 4、课堂测试（10%）



材料的塑性变形

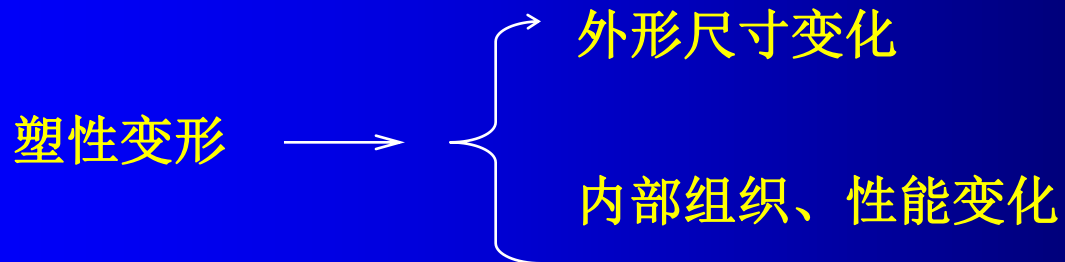
The plastic deformation of materials



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



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

一. 弹性变形(Elastic Deformation)

低碳钢的拉伸试验

弹性变形: 可逆性

外力去处后可完全恢复

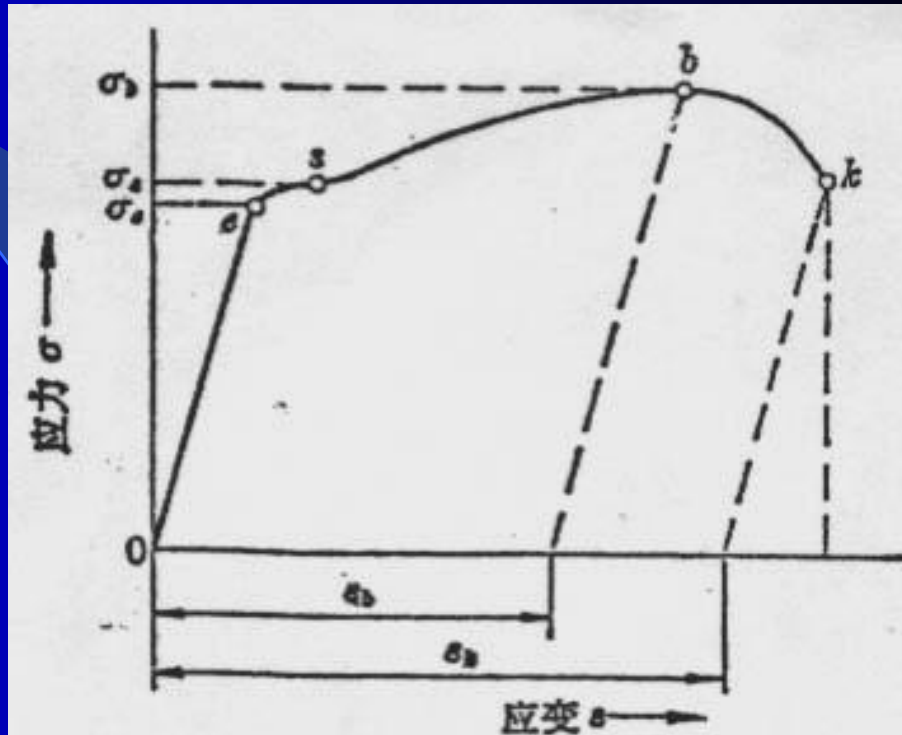
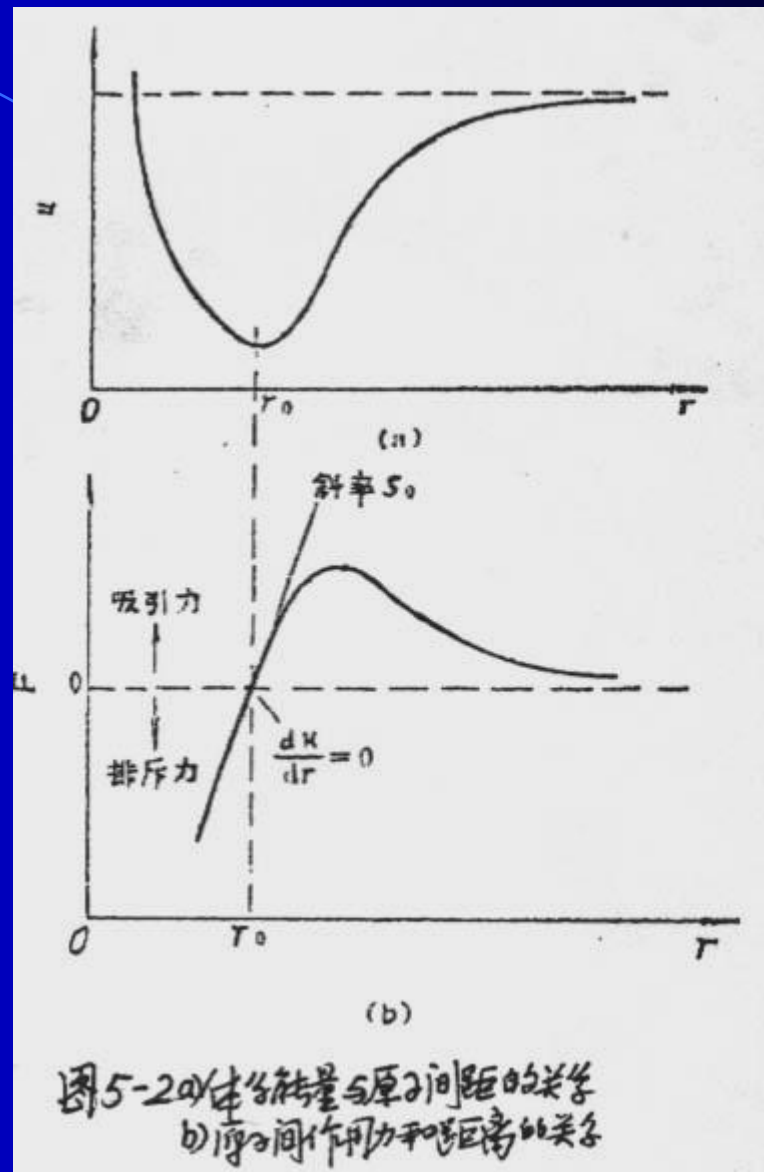


图5-1 软钢在拉伸时的应力-应变曲线

本质:可从原子间结合力的
角度来了解之

$r=r_0$ 原子处于平衡位置
位能 U 为 U_{min}
最稳定 $F=0$

$r \gtrless r_0$ 即偏离其平衡位置
 $F >$ 引力
 $<$ 斥力
力图使原子恢复其
原来的平衡位置
变形消失



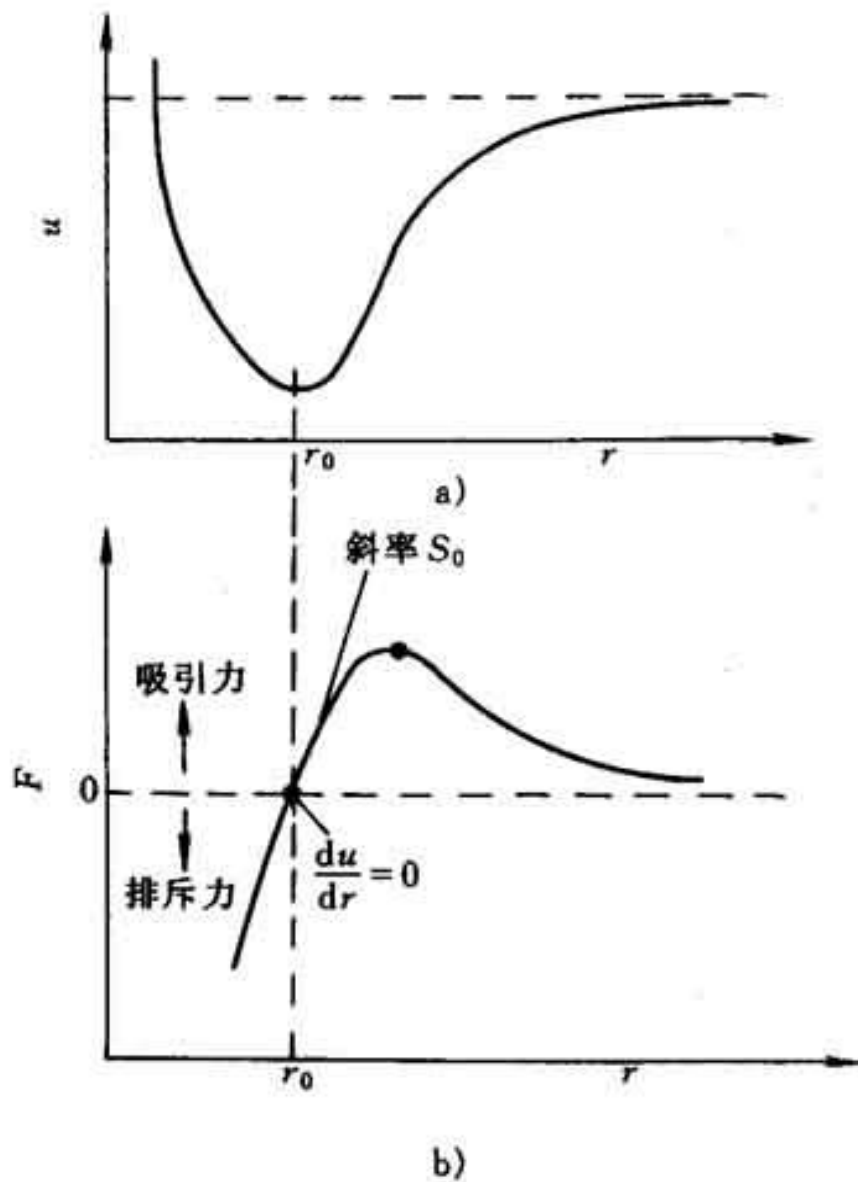


图 8-2 结合能、作用力与原子间距离的关系

a) 结合能与间距 b) 作用力与间距

弹性变形:

变形可逆;

应力应变呈
线性关系。

弹性模量:

原子间结合
力的反映和
度量。

应力-应变关系(Stress-Strain behavior)

虎克定律(Hooke's law)

$$\sigma = E\varepsilon$$

E-modulus of elasticity (Young's modulus)

$$\tau = G\gamma \quad G = E/2(1+\mu)$$

G-shear modulus

μ -poisson's ratio

广义虎克定律 矩阵表达式

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

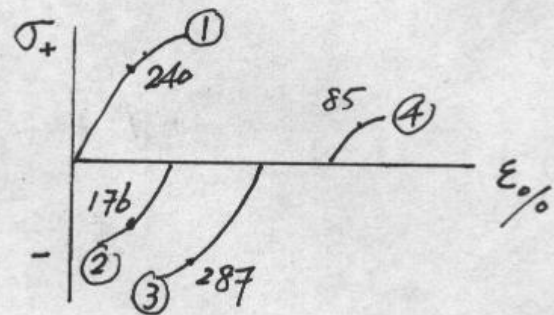
三 弹性的不完整性

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 (Delayed Elasticity)

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

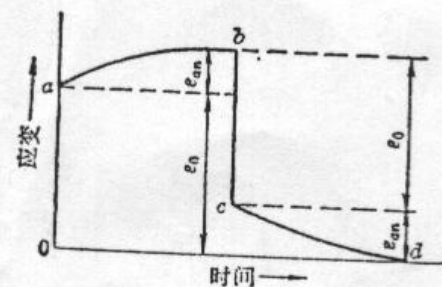


图5-3 恒应力下的应变弛豫

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

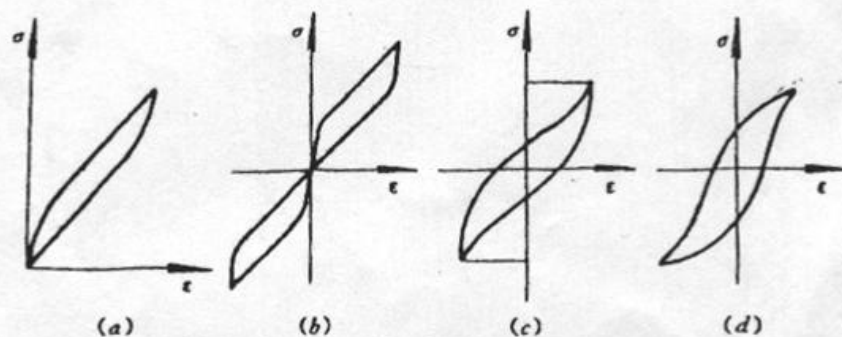


图 5-4 弹性滞后(环)与循环韧性

(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

牛顿粘性流动定律

$$\sigma = \eta \frac{d\varepsilon}{dt}$$

η -粘度系数

既与时间有关，又具有可回复的弹性变形性质
高分子材料的重要力学特性之一

Maxwell和**Vigt**粘弹性体变形模型

※ 2. 单晶体 (*Single Crystal*) 的塑性变形

塑性变形

滑移 Slip

孪生 Twinning

晶界滑动 Grain boundary Sliding

扩散性蠕变 Diffusional Creep

一 滑移 (Slip)

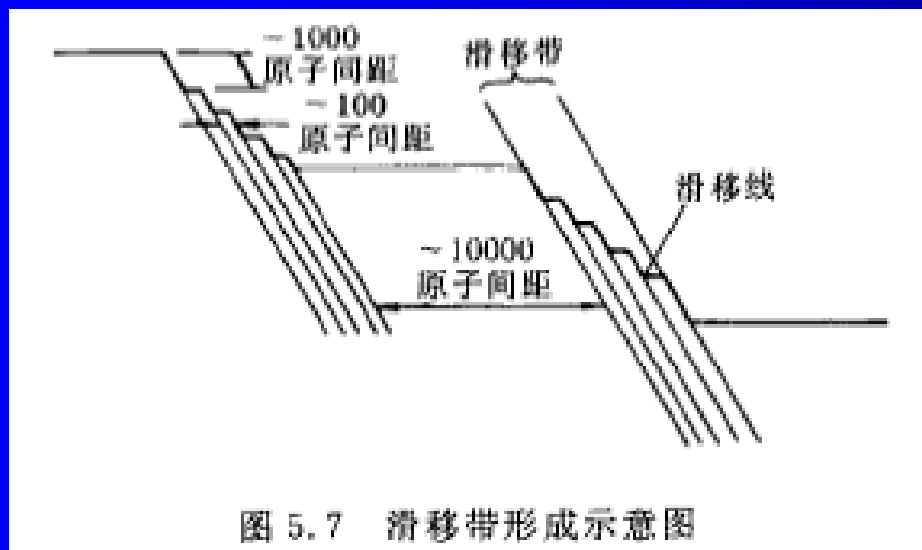
● 1.现象

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



滑移面

滑移方向

Slip plane Slip direction

● 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
为什么？

fcc: 滑移面{111} 滑移方向<110>

hcp: {0001} <11 $\bar{2}$ 0> $c/a \geq 1.633$

{0001}, {10 $\bar{1}$ 0}, {10 $\bar{1}$ 1} <11 $\bar{2}$ 0> $c/a < 1.633$

bcc: < $T_m/4$ {112}

$T_m/4 \sim T_m/2$ {110} <111>

$0.8T_m$ {123}

滑移系 晶体中一个滑移面和该面上一个滑移方向组成
(Slip system)

↓
滑移的空间取向

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 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向 $1 \times 3 = 3$ 个滑移系

bcc: {110}面共有6组，每个{110}上有2个 $\langle 111 \rangle$ 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。

3. 滑移所需临界分切应力 Critical (resolved) shear stress

τ \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

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

其中 $\frac{P}{A}$ 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)

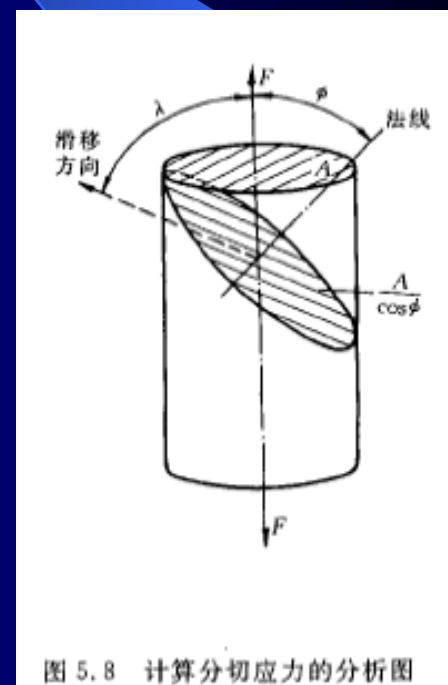


图 5.8 计算分切应力的分析图

晶体滑移 必须使 $\tau \geq \tau_c$ (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

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

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 $\cos\varphi\cos\lambda$ 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

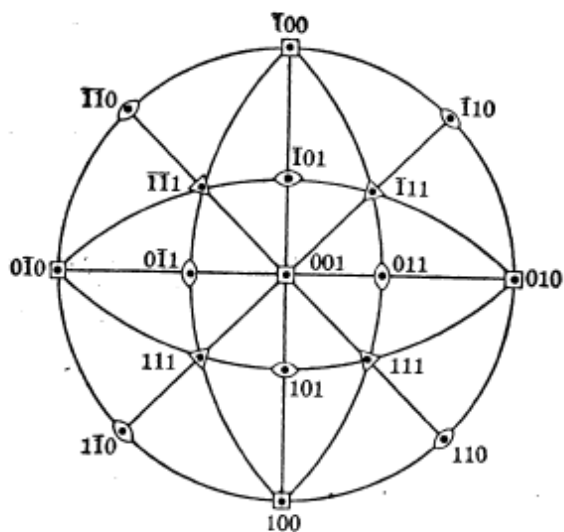


图 7-12 立方晶体的(001)标准投影图

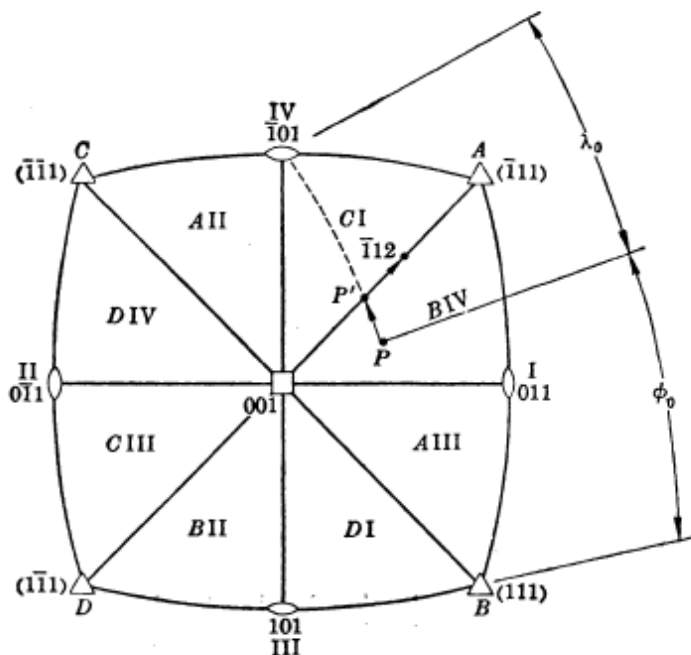


图 7-13 面心立方晶体的滑移系

(A、B、C、D代表相应的滑移面, I、II、III、IV代表相应的滑移方向, 各三角形中标明的是滑移系)

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

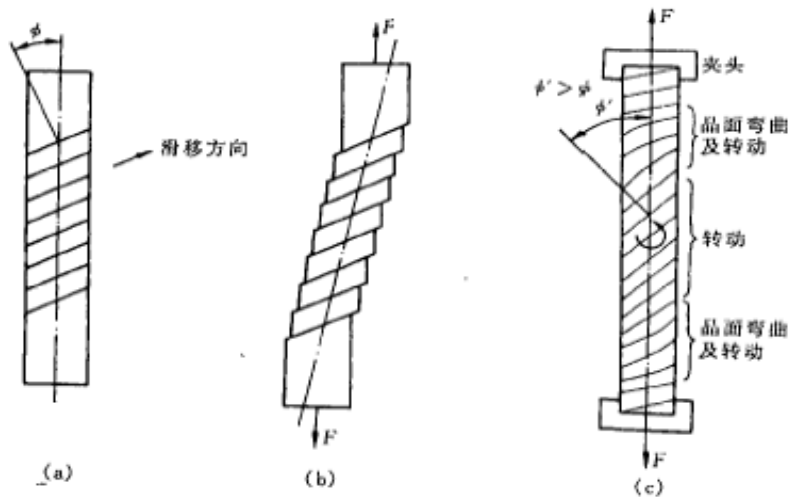


图 5.10 单晶体拉伸变形过程

(a) 原试样 (b) 自由滑移变形 (c) 受夹头限制时的变形

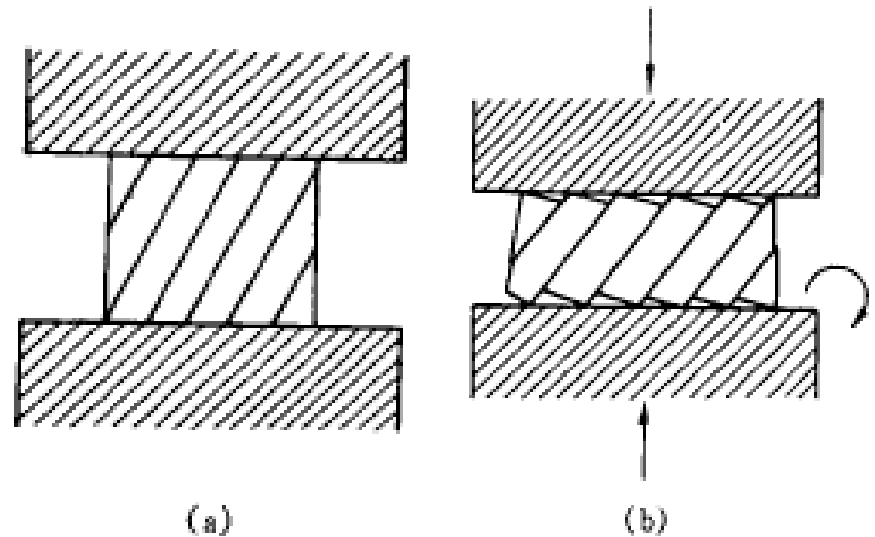
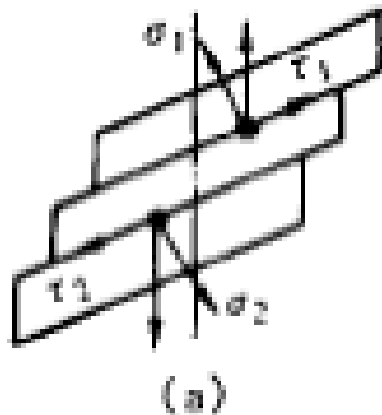


图 5.12 晶体受压时的晶面转动

(a) 压缩前 (b) 压缩后

转动的原因

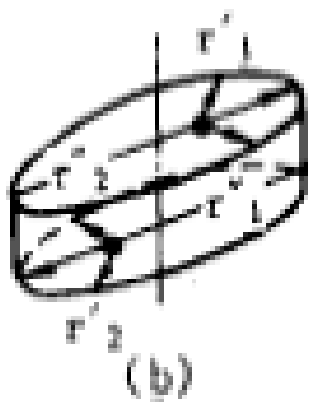
两对力偶：



$$\sigma_1 - \sigma_2$$

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

图 5.11 单轴拉伸时晶体转动的力偶作用

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

几何 硬化现象
软

5. 多系滑移 Multiple slip

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—原始滑移系（primary slip system）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。

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 $\tau > \tau_c$ ；
- V) 滑移同时，滑移面和滑移方向将发生转动；
- VI) 实质位错沿滑移面的运动过程

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 $\tau_c=4.9\sim34.3\text{MPa}$ ，而滑移时 τ_c 仅为 0.49MPa 。但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。

3. 孪生形变的意义

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 $7.2\sim7.4\%$ 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。

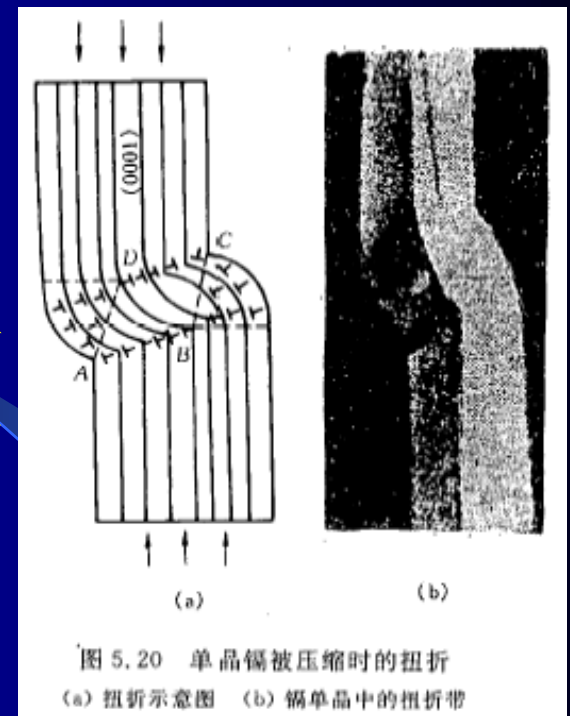
孪生的机制：孪生时每层晶面的位置是借助一个不全位错（肖克莱）的移动而成的，是借助位错增殖的极轴机制来实现的。

- 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 $\tau > \tau_c$ 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。

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。

四 塑变的位错机制

1. 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 (G一般为 $10^4 \sim 10^5 \text{MPa}$)，即使采用修正值 $\frac{G}{30}$ 与实测值（约为 $1 \sim 10 \text{MPa}$ ）之间相差3~4个数量级。

$$\tau_m = \frac{G}{2\pi}$$

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：

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

从上式可知 $a \uparrow b \downarrow$ 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，位错与点缺陷、其他位错、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

A. 晶体在滑移过程中的位错增殖（proliferation of dislocations）

滑移线台阶 $\Delta = nb = 200\text{nm}$ （上千个 b 相同的位错滑移来实现）故晶体塑变时产生的大量滑移带，必然是为数众多的位错进行滑移的结果。

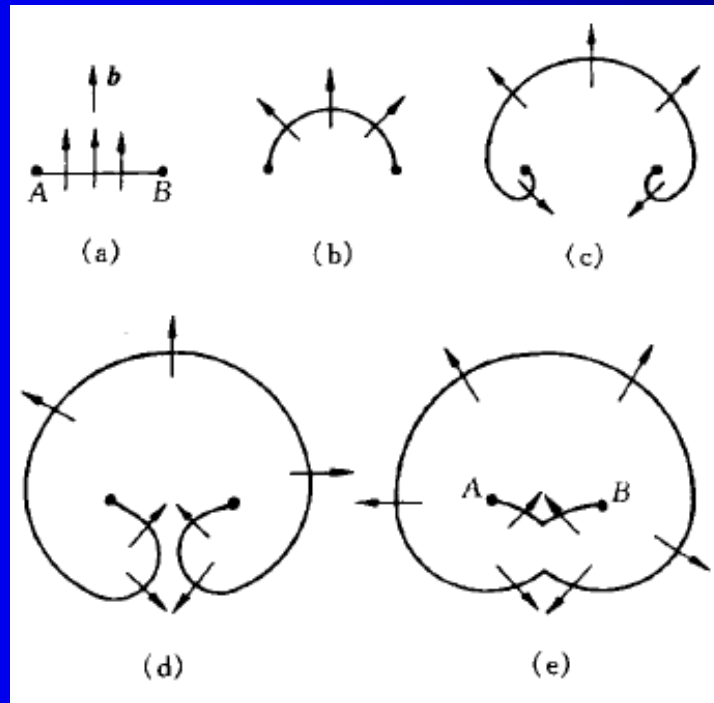
一般经充分退火的金属，位错密度约为 10^6 cm^{-2}

经强烈塑性变形后，位错密度增至 10^{12} cm^{-2}

晶体的滑移过程不仅没有降低位错数量，反而大大增加，这意味着，在变形过程中位错以某种机制增殖了。

(1) Frank—Read 位错源 (Frank—Read Source)

由弗兰克—瑞德源提出的一种位错增殖机制



F-R源动作过程

刃位错AB的两端A和B被位错用结点钉扎住

位错线各段均受到滑移力 $f = \tau b$ 且与位错线相垂直（法线方向）位错线各点移动的线速度一样，但角速度不同。位错线发生弯曲，甚至两端分别绕AB发生回转。位错线上各处位错性质也随之变。 m, n 两处同属纯螺型位错，但位错性质恰好相反，相吸！相迁时，彼此便会抵消，这使原来整根位错线断开成两部分，外面为封闭的位错环，里面为一段连接A和B的位错线，在线张力作用下变直恢复到原始状态。在外力的继续作用下，它将重复上述过程，每重复一次就产生一个位错环，从而造成位错的增殖，并使晶体产生可观的滑移量。

F—R源发生作用所需的临界切应力为

$$\tau_c = \frac{Gb}{2r} = \frac{Gb}{L}$$

只有 $\tau > \tau_c$ 时才能使F—R源开动，并源源不断地产生位错环。

在塑性变形过程中，位错不断地生成，位错间的交截越来越频繁。

可动位错线段也越短 $\rightarrow L \downarrow \rightarrow \tau_c \uparrow$ (加工硬化)。F—R位错增殖机制已为实验所证实。

(2) 双交滑移位错增殖机制

螺位错的滑移面不是唯一的

若螺型位错经交滑移后再转回到与原滑移面相平行的晶面上继续扩展时，则称双交滑移。

螺位错经双交滑移后可形成一对刃型位错的割阶。由于这对割阶与原位错线不在同一滑移面上，这就使原位错在平行于原滑移面的滑移面上滑移时产生了一个F—R源。于是，在双交滑移情况下，可使位错不断得到增殖和发展。

B. 扩展位错的束集与交滑移

扩展位错系由两个不全位错和中间夹的一片层错所构成。层错能的因素也必然影响扩展位错的密度：

$$d = \frac{G(\vec{b}_1 \cdot \vec{b}_2)}{2\pi r}$$

若层错面上存在杂质原子或其它障碍时，可使该处的能量增高→扩展位错宽度将会缩小，甚至重新收缩成原来的全位错，成为束集（可看成位错扩展的反过程）

扩展位错束集时，不仅两不全位错的间距减小，层错宽窄，而且位错线变长、弯曲、形成弧线。因此，形成束集需要能量，称为束集能，束集能越大，越难束集。

束集对面心立方晶体的交叉滑移过程有重要的作用。由于扩展位错只能在原滑移面上滑移，若要进行交滑移，扩展位错必须首先束集为全位错，然后再由该全位错交滑移到另一滑移面上并重新分解为扩展位错，继续进行滑移。

扩展位错的束集与交滑移的过程可因温度 \uparrow →热激活而得到促进。

C. 位错的交割（Crossings of dislocations）

晶体中存在大量的具有不同柏氏矢量的位错。因此，当一个位错沿其滑移面滑动时，往往会迁到不在此滑移面上的其它位错（通常将穿过此滑移面的其它位错称为林位错）的阻碍（即切过林位错）而继续前进。通常把位错线彼此切割（即彼此交叉通过）的过程叫做位错的交割。

位错的交割对于晶体的硬化，以及空位和间隙原子的产生有着重要的意义。

(1) 两个互相垂直的刃位错的交割:

$$\vec{b}_1 \perp \vec{b}_2$$

位错xy向下移动与不动位错AB交割后, 位错线AB上产生一个长度与 b_1 相等刃型割阶PP', 由于PP'仍位于 P_{xy} 面上可滑动

$$\vec{b}_1 // \vec{b}_2$$

位错AB和xy交截后, 则相应在各自位错线上产生一段扭折PP'和QQ', 属螺型且均在原来的滑移面上, 能沿原滑移面滑移。在线张力的作用下, 此扭折将会消除。

(2) 刃型位错和螺型位错的交截

当一个运动的刃型位错AA'和一个不动的螺型位错BB'在 $\vec{b}_1 \perp \vec{b}_2$ 时的交截: AA'上产生一长度与 b_2 相等的MM'刃型割阶, 它的存在给AA'继续运动增添阻力; BB'上产生一长度与 b_1 相等的NN'扭折 (刃型)

(3) 两螺型位错的交截

AA'运动BB'固定 $\vec{b}_1 \perp \vec{b}_2$

交截后各自产生了一个割阶MM'和NN'（均属刃型）
由于MM'与 \vec{b}_1 所组成滑移面 \perp 原位错线AA'的运动方向，
从而成为螺型位错继续运动的阻碍。除非割阶产生攀移随之运动；同样BB'位错所产生的刃型割阶NN'也具有与上述相似的性质。

螺型位错割阶的运动可分三种情况：

a) 割阶的高度只有1~2个原子间距，此时螺位错运动可以把割阶拖着走，所谓拖着走是指割阶通过攀移运动而使其跟着螺位错运动，而在其后留下一排点缺陷（空位或间隙原子）

b) 割阶高度在几个原子间距到20nm之间，此时位错不能拖着割阶一起运动。在外力作用下，位错的前进就

会在其后留下一对拉长了的刃位错线段（常成为位错偶）。这种位错偶为降低应变能经常会断开而留下一个长的位错偶，使位错仍回复原来带割阶的状态，而长的位错偶又常会再进一步裂成小的位错环。

c) 割阶高度再20nm以上，此时割阶两端的刃位错相隔太远，它们之间的相互作用较小，它们可以各自独立地在各自的滑移面上运动，并以割阶为轴，在滑移面上旋转。这实际上也是在晶体中产生位错的一种方式。

而刃型位错的割阶与柏氏矢量所组成的面，一般都与原位错线的滑移方向一致，能与原位错一起滑移，但此时割阶的滑移面并不一定是晶体的最密排面。故运动时割阶段所受到的晶格阻力较大，但总的来说，这类滑移割阶给原位错所带来的滑移阻力要小于螺位错的割阶。

由割阶而引起的对位错运动的障碍常称为割阶硬化。

D 位错的塞积 pile-up of dislocation

由同一位错源产生的，具有相同 b 的位错在滑移面上运动，若遇到障碍（如晶界、孪晶界、固定位错、杂质原子等）

Sessile dislocation {
Frank sessile dislocation
Lomer-Coffrell barrier

受阻，而外力又不足以克服障碍的阻力时，位错便被迫堆积在障碍物前形成塞积群。

塞积群中的位错所受的作用力：

- (1) 外加切应力 τ_0 所产生的滑移力 $F_d = \tau_0 b$
- (2) 位错间的相互排斥力
- (3) 障碍物的阻力 仅作用在领先位错上

平衡时 $n = \frac{k\pi\tau_0 L}{Gb}$ k 为系数 $\left\{ \begin{array}{l} \text{刃位错 } k=1-\nu \\ \text{刃位错 } k=1 \end{array} \right.$

根据每个位错的受力情况，可导出每个位错的位置，以 x_i 表示从障碍物开始计到第 i 个位错距离：

$$x_i = \frac{Gb\pi}{16kn\tau_0} (i-1)^2$$

由此可见在塞积群中位错的分布是不均匀的，越靠近障碍物，位错间距越小。

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：

$$\tau = n\tau_0$$

塞积群周围所产生的应力场与一个具有 nb 的大位错所产生应力场相当。显然（1）此应力场反作用于位错源，并有可能使其停止开动——加工硬化

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

τ_0 : 无外加硬化时所需切应力

α : 与材料有关常数 0.3~0.5

- (2) $n \propto \tau$ 塞积群中的螺位错可通过交滑移越过障碍
- (3) $\tau \propto \rho$ 甚至可把障碍物摧毁
- (4) 如塞积群位于晶界，应力集中达到一定值后，也可促发相邻晶粒位错源开动

2. 孪生的机制

孪晶区域各晶面的相对位移距离是孪生方向原子间距的分数值，这表明孪生时每层晶面的位移应借一个不全位错的移动而造成。

位错增殖的极轴机制：*fcc* 中 **OA**、**OB** 和 **OC** 三条位错线相交于结点 **O**，**OA**、**OB** 不在滑移面上，属不动位错——极轴位错，**OC** 为可动的不全位错，且只能绕极轴转动，每当它在 (111) 面上扫过一圈，就产生一个单原子层的孪晶，同时又沿着螺旋面上升一层，这样不断转动，上述过程逐层地重复进行，就在晶体中形成一个孪晶区域。

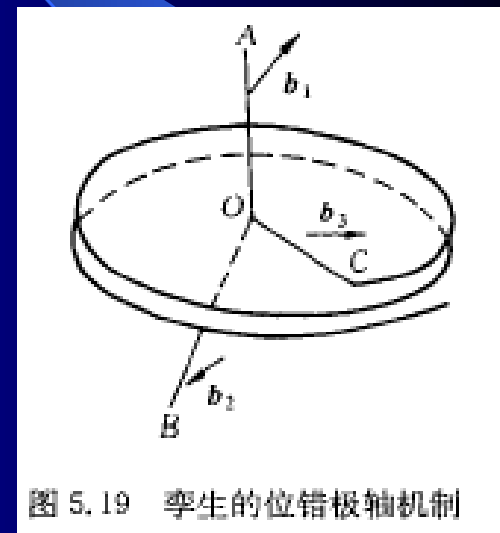


图 5.19 孪生的位错极轴机制

至于扭折带晶体位向有突变，这个取向改变的过渡区系由一系列同号的刃型位错排列所构成。

※ 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，应力-应变曲线无 I 只出现 II、III 阶段。

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。

∴任意变形均可用 ε_{xx} ε_{yy} ε_{zz} ν_{xy} ν_{yz} ν_{xz}

fcc, bcc 滑移系多→塑性好

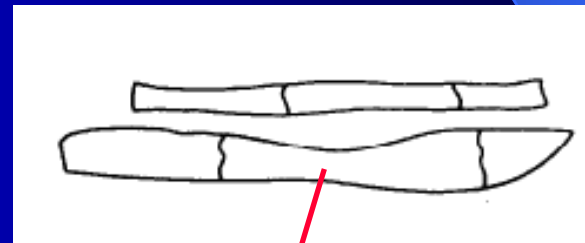
hcp 滑移系少→塑性差

$$\left(\frac{\Delta V}{V} = \varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz} = 0\right)$$

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

位错在晶界
上产生塞积

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

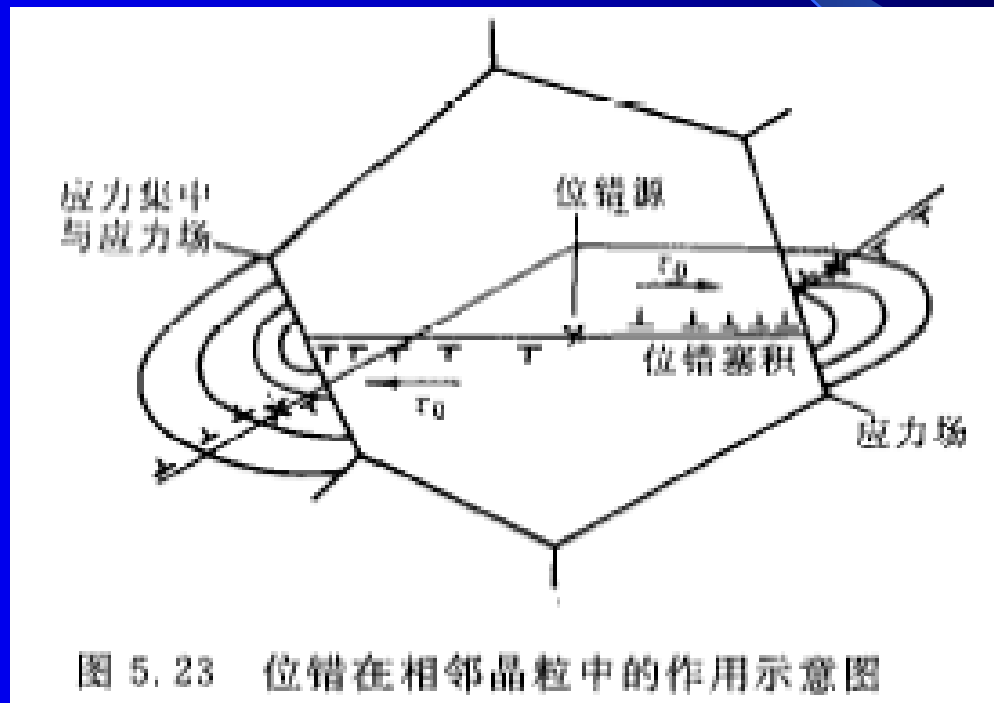


图 5.23 位错在相邻晶粒中的作用示意图

注意

- (1) 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
- (2) 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
- (3) 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
 \nwarrow 滑移系较小

三 晶粒大小对机械性能的影响

1. 对室温机械性能的影响

晶粒愈细、晶界愈多 \rightarrow 强化效应 \uparrow —细晶强化

σ_s σ_b HV Strengthening by Grain Size Re-duction
 \uparrow 较好塑性,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

细晶具有良好的综合机械性能。

Hall-Petch公式:

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

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

晶粒平均直径

屈服强度

相当于单晶体的屈服强度

系普遍的关系式，金属材料如此，亚晶的尺寸与 σ_s 的关系，塑性材料流变应力和晶粒尺寸，脆性材料的脆断应力与晶粒大小关系以及金属的疲劳强度与晶粒大小间的关系也可用霍尔-佩奇公式来表达

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

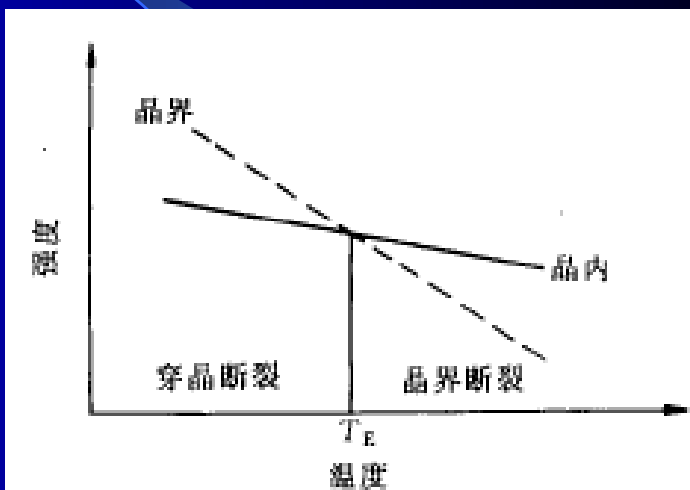


图 5.27 等温强度示意图

等强温度 T_k : $\sigma_{s晶界} = \sigma_{s晶内}$

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。

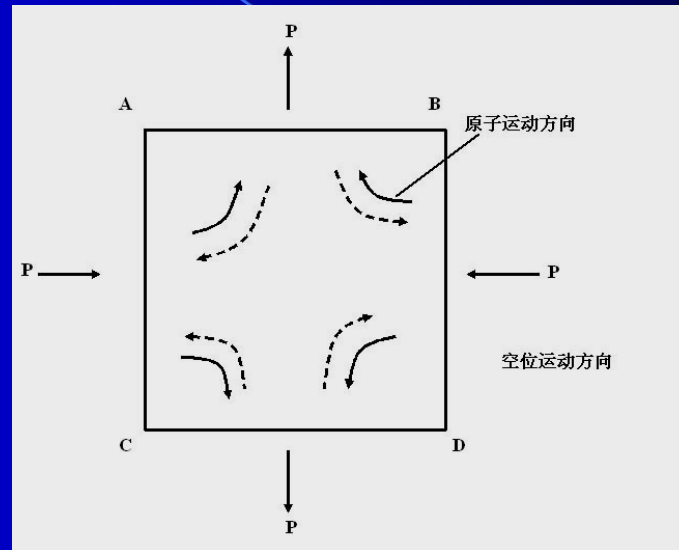
故高温时晶界似流体一样，呈现粘滞性 \rightarrow 变形抗力 $\downarrow\downarrow$
 \rightarrow 沿晶界滑移

(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

四. 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。

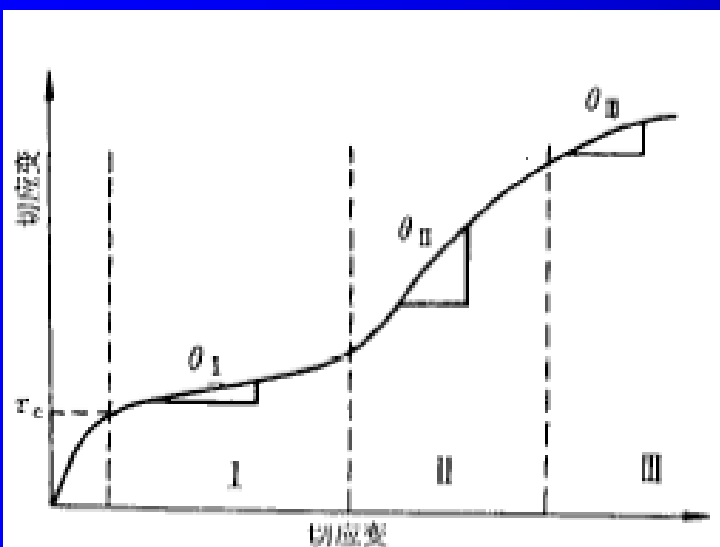


图 5.40 单晶体的切应力-切应变曲线
显示塑性变形的三个阶段

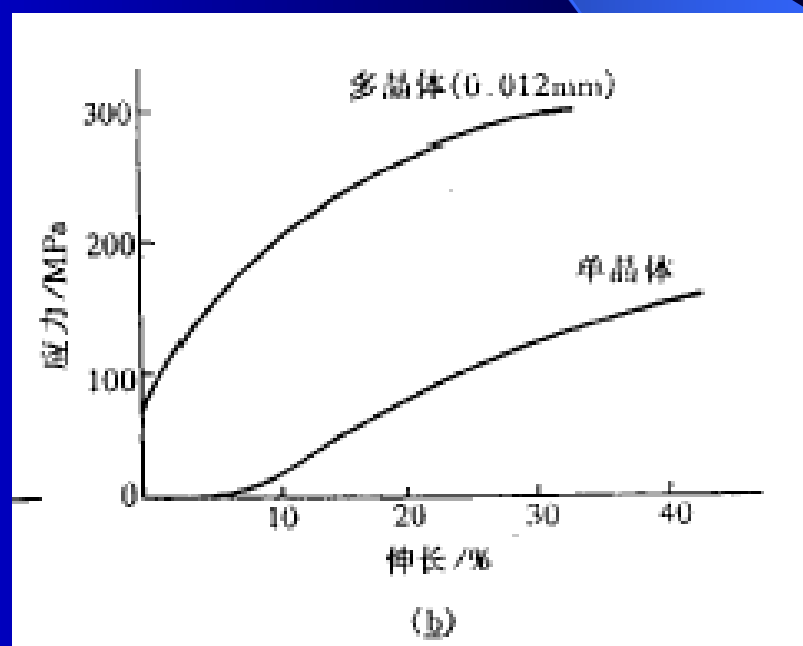


图 5.42 单晶与多晶的应力-应变曲线比较(室温)

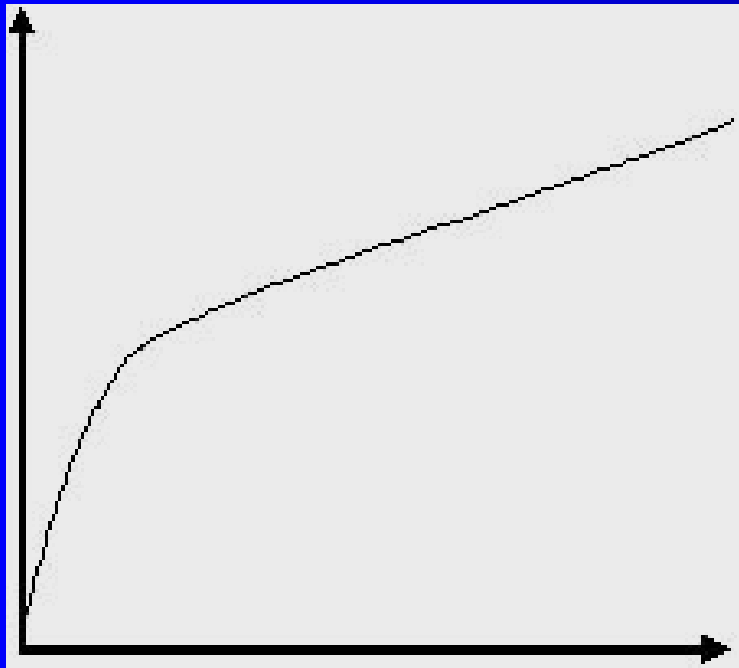
※ 4. 合金的塑性变形 Plastic Deformation of Alloys

一 单相固溶体合金的塑性变形

Plastic Deformation of Single-Phase alloy

1. 屈服现象 yield phenomenon

拉伸曲线



没有明显屈服点

Yield point $\sigma_{0.2}$

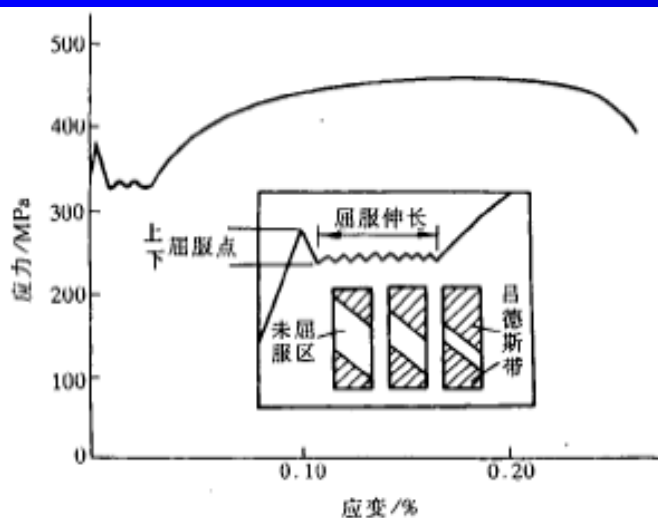


图 5.31 低碳钢退火态的工程应力-应变曲线及屈服现象

拉伸曲线应力突然下降的点称上屈服点：试样开始屈服，发生明显的塑性变形。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。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。

应力平台的应力点称为下屈服点，在几乎是恒定的应力下发生的延长称为屈服伸长。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。

屈服现象机理

(1) 溶质原子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
材料塑性变形的应变速率 $\dot{\epsilon}_p$ 与可动位错密度 ρ_m 之间关系：

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

位错的柏氏矢量

位错运动的平均速度

由试验机夹头的运动速度决定，
接近于恒值

位错受到有效切应力

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

应力敏感系数

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 $\dot{\epsilon}_p$ 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 $\dot{\epsilon}_p$ 则必然 $v \downarrow \rightarrow \tau \downarrow \rightarrow$ 下屈服点

2. 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

└ 室温停留几天或 150 °C 时效 → 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

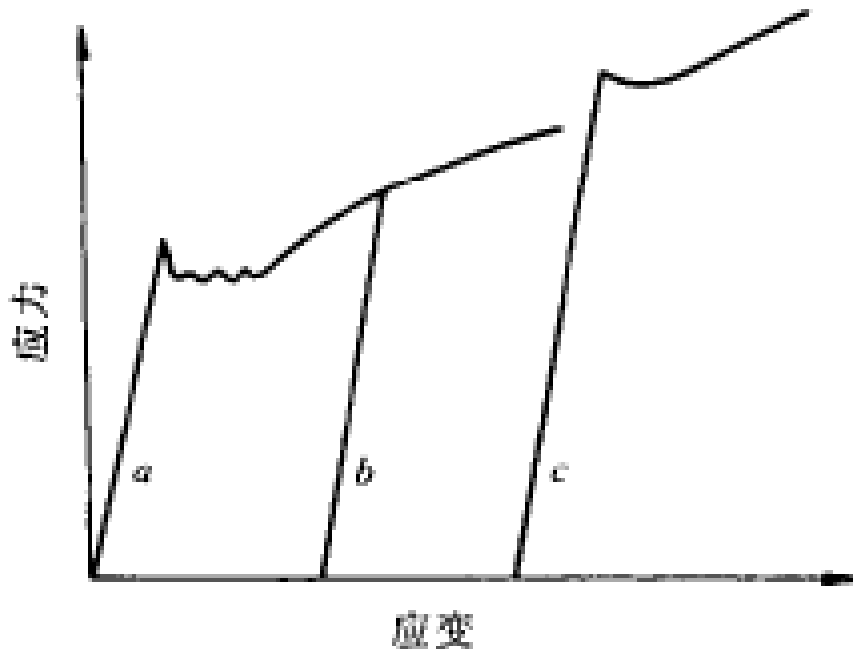


图 5.32 低碳钢的拉伸试验
a—预塑性变形 b—去载后立即再
行加载 c—去载后放置一段时期
或在 200°C 加热后再加载

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。

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

3. 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

溶剂点阵常数

固溶强化影响因素

- (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

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

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

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 存在数量和形貌就是明显一例

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，将会产生显著的强化作用。

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：

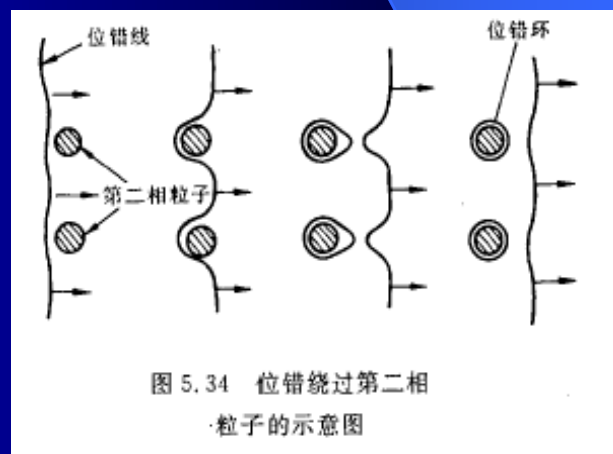
$$\tau = \frac{Gb}{2R} = \frac{Gb}{\lambda}$$

—— 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 $l \downarrow$
 \rightarrow 强化作用 \uparrow

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

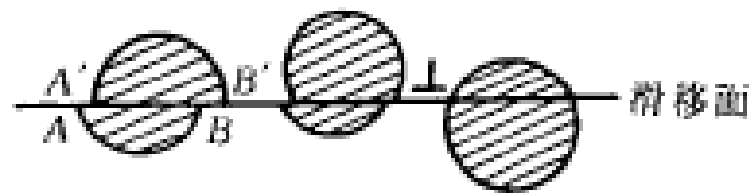


图 5.35 位错切割粒子的机制

※ 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

各向异性

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

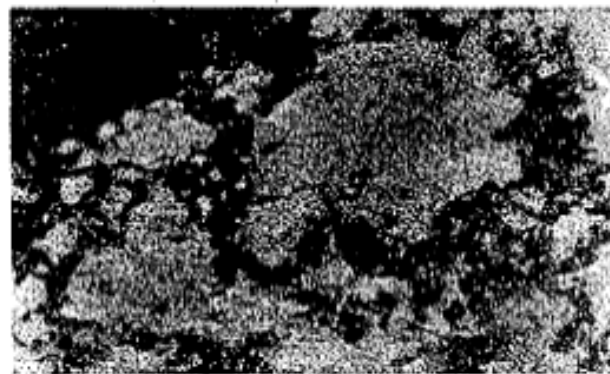
变形材料中胞状亚结构形成不仅与变形量有关，还决定于材料类型：

对于层错能较高晶体，易形成胞状亚结构

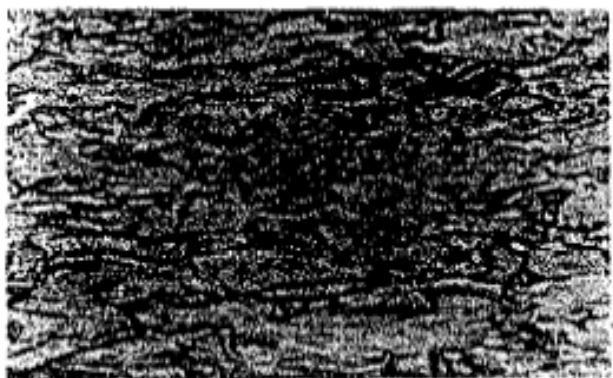
对于层错能较低晶体，位错通常分解为较宽的扩展位错 \rightarrow 交滑移困难，位错可移动性 \downarrow ，一般此类材料冷变形后胞状亚结构不明显



(a) 30% 压缩率 300×



(b) 30% 压缩率 30000×



(c) 50% 压缩率 300×



(d) 50% 压缩率 30000×



(e) 99% 压缩率 300×



(f) 99% 压缩率 30000×

铜材经过不同程度冷轧后的光学显微组织及薄膜投射电镜像

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

定量关系式

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

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。

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

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
- 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，因为

- 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粒材料

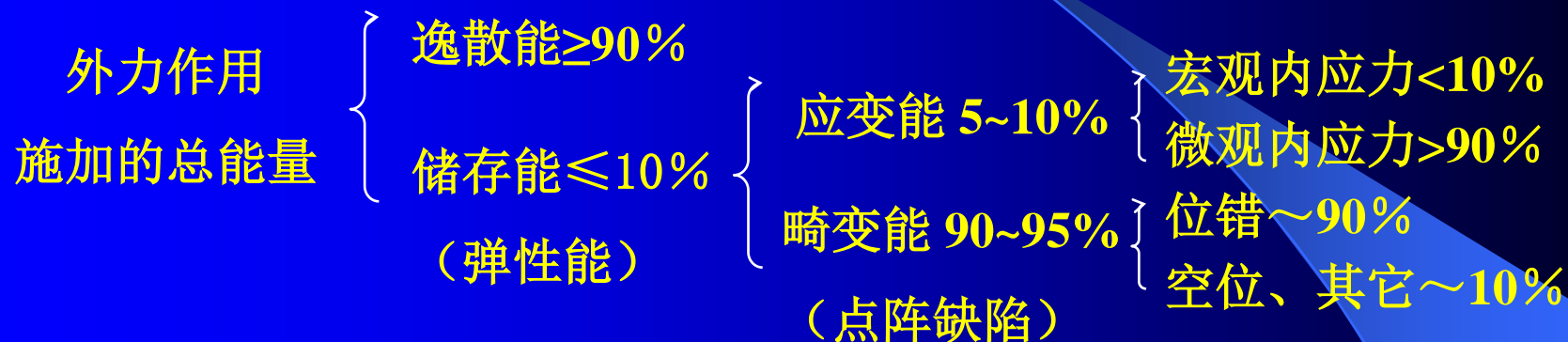
加工硬化除了有利一面外还有不利一面，如对必须进行大变形量的零件，要使零件成型势必增大设备的功率，增加动力消耗，加工硬化会使材料塑性大为下降→开裂现象；加工过程不得不中间增加退火来消除加工硬化，以利于进一步变形。

2. 其它性能

- (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
- (4) 塑变使弹性模量升高

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 $\geq \sigma_e$

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

根据内应力平衡范围分为：

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，
缩短侧张应力一般不超过总储存能的1%

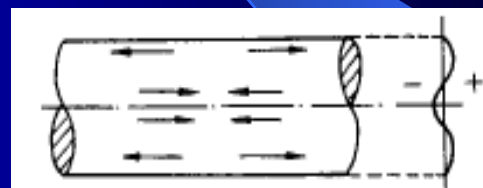
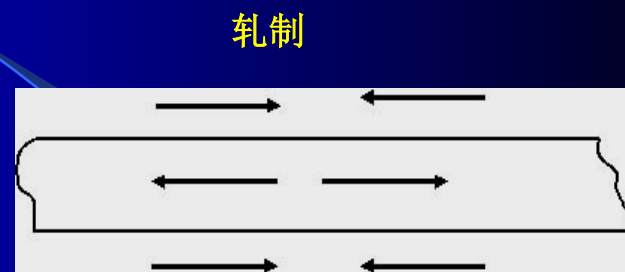


图 5.44 金属拉丝后的残留应力



图 5.43 金属棒弯曲变形后的残留应力

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

四. 变形织构 Deformation texture

单向塑性变形时，多晶体中原为任意位向的各个晶粒经转动后会使各个晶粒的取向趋于一致，这个过程称为“择优取向”，择优取向后的晶体结构称为“织构”（Texture）——变形织构以区别退火织构和再结晶织构。

1. 丝织构：拉丝时形成的织构，其特点：各个晶粒的某一晶向与拉拔方向平行或接近平行，用 $\langle uvw \rangle$ 表示，如冷拔铁丝织构为 $\langle 110 \rangle$ 织构

2. 板织构：轧制时形成，其特征：多个晶粒的某一晶向趋向于与轧向平行，用 $\{ hkl \} \langle uvw \rangle$ 表示，如冷轧黄铜 H70 具有 $\{ 110 \} \langle 112 \rangle$ 织构，织构造成材料各向异性是板材及线材生产中极其重要也是人们极其关心的问题。

织构有利有弊 制耳 取向硅钢片

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

习 题

1. 试指出Cu与 α -Fe两晶体易滑移的晶面和晶向，并分别求出它们的滑移面间距、滑移方向上的原子间距以及点阵阻力（已知 $\nu=0.3, G_{Cu}=48300\text{MPa}$, $G_{\alpha-Fe}=81600\text{MPa}$ ）
2. 设合金中一段直位错线运动时受到间距为 λ 的第二相粒子的阻碍，试求证使位错按绕过机制继续运动所需的切应力为：

$$\tau = \frac{2T}{b\lambda} = \frac{Gb}{2\pi\lambda} B \ln\left(\frac{\lambda}{2r_0}\right)$$

式中 T —线张力， b 柏氏矢量， G —切变模量， r_0 —第二相粒子半径， B —常数

3. 设有一截面积为 3.14mm^2 ，长度为 800mm 的圆柱状金属晶体承受拉伸作用。若在与轴线呈 45° 角的晶面上有一刃型位错 ($b=2\times 10^{-10}\text{m}$)，试问在应力作用下该位错滑出晶体时所产生的伸长量：若该晶体中含有 10^8cm^{-2} 位错密度在应力作用下全部滑出晶体，试计算由此而产生的总变形量（假定没有新位错产生）和相应的正应变。
4. 如下图表示两被钉扎的刃型位错A—B，C—D，其长度均为 x ，且柏氏矢量 b 也相同，他们可作为F—R位错源，试分析在其增殖过程中两者发生的交互作用。若能形成一个大的位错源，使其开动的 τ_c 为多少：若两位错 b 相反，情况又如何：



5. 试结合金属单晶体、多晶体、单相合金与复相合金，总结其塑性变形的特点。

※ 6 陶瓷材料的力学行为

Mechanical Behaviour of Ceramics

与金属材料相比，陶瓷材料在外力作用下表现出来最大特点是硬而脆，当外力较低（ $<\sigma_e$ ）时，应力与应变之间服从虎克定律，基本上是弹性体，一旦达到 σ_s 即发生脆断，爆发性，无先兆。

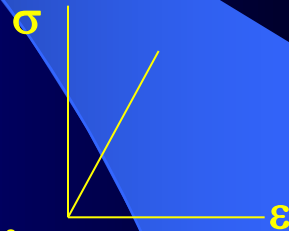
脆断
机理

结合键：共价键、离子键

晶体结构复杂、滑移系少、 b 大、 $P-N$ 高，

难于运动，难于满足多系滑移条件

显微裂纹→应力集中



$$\sigma_{\text{理论}} \cong \frac{E}{10} \gg \sigma_{\text{实际}}$$

$$\sigma_{\text{压}} \cong 15\sigma_{\text{拉}}$$

Griffith 提出

$$\sigma_{\text{临界}} = A \sqrt{\frac{E\gamma}{c}}$$

临界断裂应力

A—与坯体尺寸、裂纹几何形状和部位加载方式有关的因子

γ -表面能 E-弹性模量

C—裂纹的半长

- 脆性材料的抗拉强度：
- （裂纹尖端处最大应力）

$$\sigma_m = 2\sigma_0 \left(\frac{l}{r}\right)^{\frac{1}{2}}$$

σ_0 —名义上所施加抗应力

l —表面裂纹的长度或内部裂纹之半长

r —裂纹前端曲率半径

三点弯曲时断裂强度

矩形断面样品

$$\sigma_{fs} = \frac{3F_f L}{2bh^2}$$

F_f —断裂时负荷

L —支点间距离

b —截面宽度

h —截面高度

R —截面半径

圆形断面

$$\sigma_{fs} = \frac{F_f L}{\pi r^2}$$

增韧

降低晶粒尺寸→纳米晶

降低微裂纹尺寸

相变增韧

纤维补强

※ 7 高聚物的力学行为

Mechanical Behaviour of Polymers

与金属材料相比，高分子材料的力学性能具有

高弹性和低弹性模量： ϵ_e (橡胶)~1000%，

E :0.1~100MPa为金属的 $1/10^3$

低强度： σ_b =20~100MPa

粘弹性：弹性变形和粘性流动同时并存，

时间因素应考虑

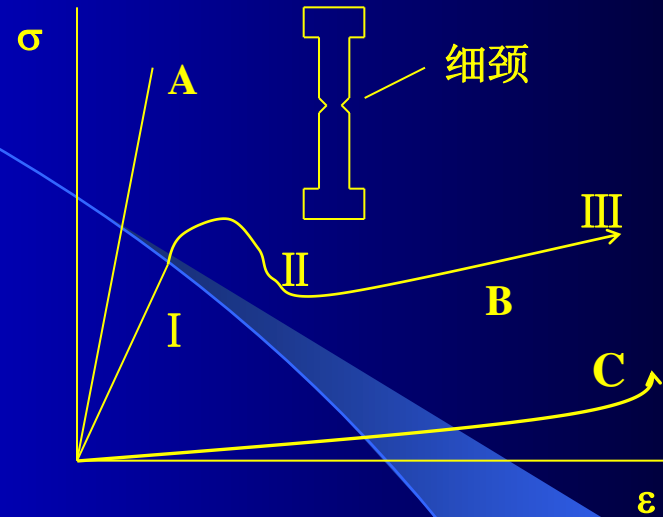
在外力作用下， $\epsilon_t = \epsilon_e + \epsilon_p$

塑性变形 ϵ_p 是粘性流动（分子链相对滑动），
而不是靠滑移产生

塑性变形的难易与粘度有关

$$\eta = \frac{\tau}{\Delta v / \Delta x}$$

$$\eta \uparrow \rightarrow \tau \uparrow$$



均匀形变的不稳定性

拉伸试验中细颈现象

- I：应变随应力线性增加，均匀伸长；
- II：截面突然变得不均匀，出现一个或几个细颈，细颈部位不断扩展，直至整个试样完全变细为止；
- III：应变随应力增加而增大，直至断裂

结晶高分子受拉发生变形时，晶体之间的非晶部分首先发生形变

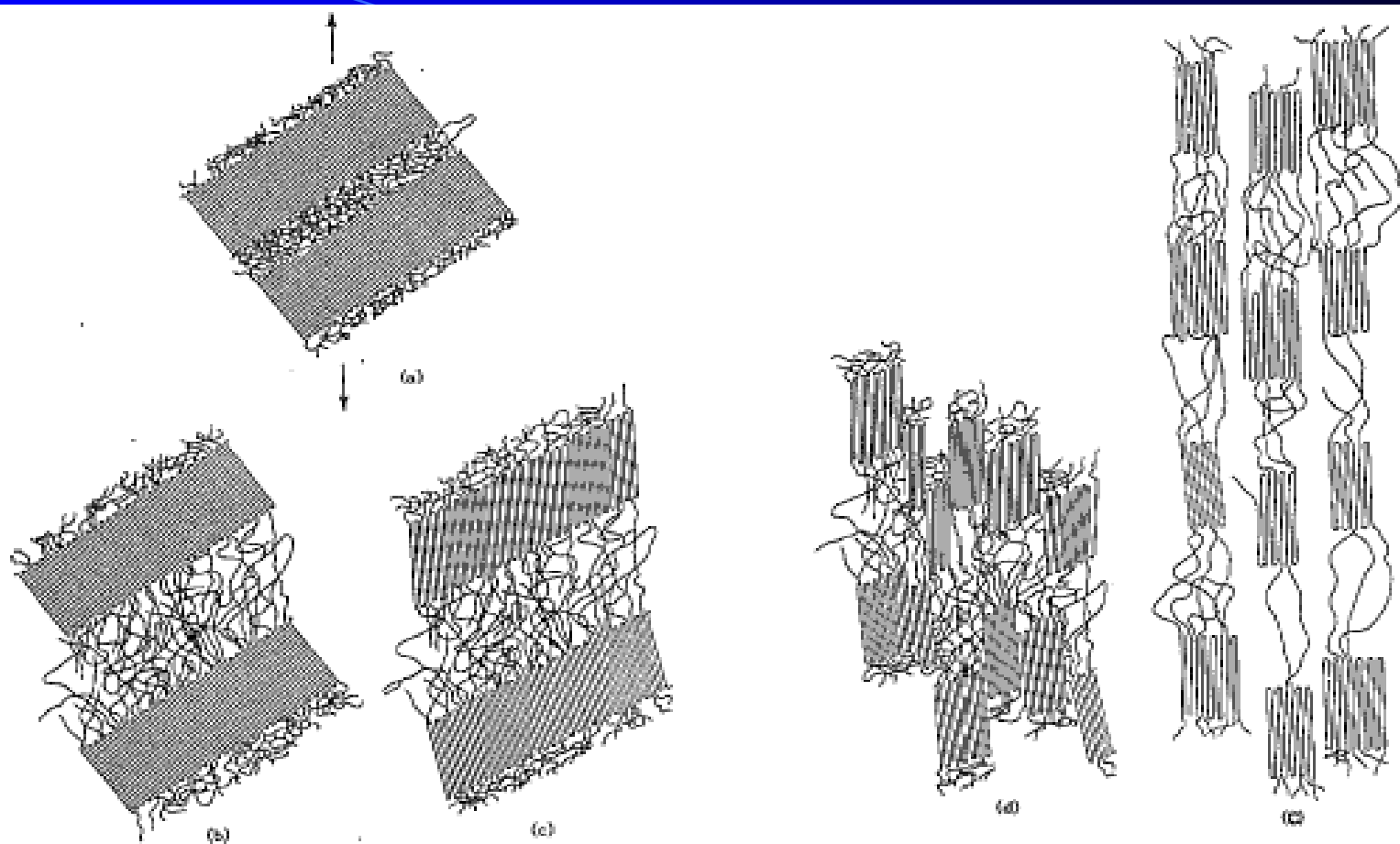


图 5.69 半结晶高分子的变形步骤

(a) 在变形之前两邻近折叠链片晶及片晶间无定型区

(b) 在变形的第一阶段无定型系带链的伸展 (c) 在第二阶段折叠链片晶的倾斜

(d) 在第三阶段晶体链段的分离 (e) 在最后变形阶段晶体和系带链沿着拉伸轴方向取向。

➤ 本课程内容

材料科学基础（一） 54学时，3学分	材料科学基础（二） 54学时，3学分
第一章 原子结构与键合	第四章 固体中原子及分子的运动
第二章 固体结构	第六章 单组元相图及纯晶体的凝固
第三章 晶体缺陷	第七章 二元系相图及其合金的凝固
第五章 材料的形变和再结晶	第八章 三元相图
第九章 材料亚稳态	第十章 材料功能特性

➤ 本课程内容

材料科学基础（1）实验 { 显微镜结构原理
样品制备
显微摄影和暗室技术
位错
塑性变形与再结晶

材料科学基础（2）实验 { 浇注和凝固条件对铸锭（件）组织的影响
二元合金显微组织分析
铸铁显微组织分析
固体金属中的扩散
三元合金显微组织分析

➤ 本课程内容

教学事项

教材 讲课 作业 复习 辅导 考核

◆ 课程考核办法

- ◆ 1、期末考试（60%）
- ◆ 2、作业（20%）
- ◆ 3、出勤率（20%）

